

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-349338  
(43)Date of publication of application : 15.12.2000

(51)Int.Cl.

H01L 33/00  
H01L 21/205

(21)Application number : 11-211044

(22)Date of filing : 22.06.1999

(71)Applicant : NEC CORP

(72)Inventor : USUI AKIRA  
MATSUMOTO YOSHINARI  
SAKAI AKIRA  
SUNAKAWA HARUO  
MIZUTA MASASHI

(30)Priority

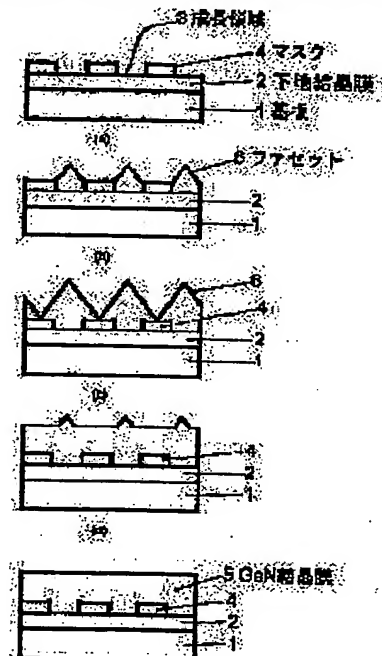
Priority number : 10291354 Priority date : 30.09.1998 Priority country : JP  
11122816 26.03.1999  
JP

(54) GaN CRYSTAL FILM, AND III-FAMILY ELEMENT NITRIDE SEMICONDUCTOR WAFER AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To reduce distortion, defects, and transformation even in the case of formation on substrates with different lattice constants and thermal coefficients of expansion, by propagating the transformation being propagated in nearly parallel with a substrate surface in nearly the normal direction of the substrate surface near a part where a crystal is combined on a mask.

SOLUTION: A GaN crystal is subjected to epitaxial growth for a growth region 3. The GaN crystal cannot be grown on a mask 4 at an initial stage, crystal growth occurs only at the growth region 3, and a facet 6 with an orientation that differs from that of the substrate 1 is formed at the GaN crystal on the growth region. Further, when epitaxial growth continues, the GaN crystal grows in a direction vertical to the facet surface, so that not only the growth region but also the mask 4 is covered, thus coming into contact with the facet of the GaN crystal at an adjacent growth region. Further, when the epitaxial growth continues, the facet is buried, thus finally obtaining a GaN crystal film 5 with a flat surface.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 22.06.1999  
[Date of sending the examiner's decision of rejection] 12.02.2003  
[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]  
[Date of final disposal for application]  
[Patent number]  
[Date of registration]  
[Number of appeal against examiner's decision of rejection] 2003-04181  
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection] 14.03.2003  
[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2000-349338  
(P2000-349338A)

(43) 公開日 平成12年12月15日 (2000. 12. 15)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード* (参考)
H 0 1 L 33/00		H 0 1 L 33/00	C 5 F 0 4 1
21/205		21/205	5 F 0 4 5

審査請求 有 請求項の数60 書面 (全 29 頁)

(21) 出願番号 特願平11-211044

(22) 出願日 平成11年6月22日 (1999. 6. 22)

(31) 優先権主張番号 特願平10-291354

(32) 優先日 平成10年9月30日 (1998. 9. 30)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平11-122816

(32) 優先日 平成11年3月26日 (1999. 3. 26)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

特許法第30条第1項適用申請有り 1998年6月30日 日本結晶成長学会発行の「日本結晶成長学会誌vol. 25 No 2」に発表

(71) 出願人 000004237  
日本電気株式会社  
東京都港区芝五丁目7番1号

(72) 発明者 碓井 彰  
東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株式会社社内

(72) 発明者 松本 良成  
東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株式会社社内

(74) 代理人 100088328  
弁理士 金田 暢之 (外2名)

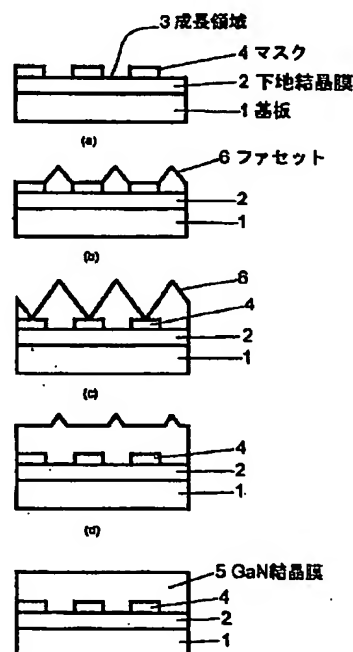
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 GaN結晶膜、III族元素窒化物半導体ウェーハ及びその製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 歪みや欠陥、転位が少なく、また厚い膜であってもクラックが入りにくいGaN結晶膜を提供する。

【解決手段】 サファイア基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを有し、この成長領域から成長したGaN結晶がマスクを介して隣合う成長領域から成長したGaN結晶と合体してマスクを覆って成るGaN結晶膜であって、マスク上の結晶領域に、ストライプ方向に沿って走る複数の転位が基板面のほぼ法線方向に配列した欠陥を有し、ストライプ方向に対して垂直な断面で見たとき、基板面にほぼ平行な方向に伝播してきた転位が、マスク上で結晶が合体した箇所近傍において基板面のほぼ法線方向に伝播しているGaN結晶膜。



## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 サファイア基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを有し、該成長領域から成長した GaN 結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した GaN 結晶と合体して該マスクを覆って成る GaN 結晶膜であって、該マスク上の結晶領域に、ストライプ方向に沿って走る複数の転位が基板面のほぼ法線方向に配列した欠陥を有し、

ストライプ方向に対して垂直な断面で見たとき、基板面にはほぼ平行な方向に伝播してきた転位が、該マスク上で結晶が合体した箇所の近傍において基板面のほぼ法線方向に伝播している転位を有することを特徴とする GaN 結晶膜。

【請求項 2】 基板面のほぼ法線方向に伝播した前記転位が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であり、ストライプ方向に沿って走る前記転位が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位である請求項 1 記載の GaN 結晶膜。

【請求項 3】 GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位の密度に対する、GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位の密度の比が、結晶成長初期の層領域に比べて上層領域において小さい請求項 1 又は 2 記載の GaN 結晶膜。

【請求項 4】 前記欠陥が、前記マスク上のストライプ方向の両端近傍と、前記マスク上で結晶が合体した箇所の近傍に形成されている請求項 1、2 又は 3 記載の GaN 結晶膜。

【請求項 5】 サファイア基板上に GaN 含有下地結晶膜が形成され、その上に前記マスクが形成されている請求項 1～4 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜。

【請求項 6】 サファイア基板上に形成された GaN 結晶膜が気相成長法により形成されたものである請求項 1～5 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜。

【請求項 7】 サファイア基板が除去されてなる請求項 1～6 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜。

【請求項 8】 請求項 1～7 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜を用いて作製された半導体レーザ。

【請求項 9】 GaN 結晶膜中の転位の 50%以上が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜。

【請求項 10】 GaN 結晶膜中の転位の 50%未満が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜。

【請求項 11】 GaN 結晶膜中の転位の 50%以上が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であり、GaN 結晶膜中の転位の 50%未満が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜。

【請求項 12】 GaN 結晶膜中の転位密度が  $2 \times 10$

$^8 / \text{cm}^2$  以下である請求項 9、10 又は 11 記載の GaN 結晶膜。

【請求項 13】 請求項 9～12 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜を用いて作製された半導体装置。

【請求項 14】 請求項 9～12 のいずれか 1 項に記載の GaN 結晶膜を用いて作製された半導体レーザ。

【請求項 15】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 16】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 17】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 50%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 18】 前記層領域の転位密度が  $2 \times 10^8 / \text{cm}^2$  以下である請求項 15、16 又は 17 記載の III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 19】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 60%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 20】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 40%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 21】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 60%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 40%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 22】 前記層領域の転位密度が  $1 \times 10^8 / \text{cm}^2$  以下である請求項 19、20 又は 21 記載の III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 23】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 70%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 24】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 30%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 25】 ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 70%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 30%未満である層領域を有するこ

とを特徴とする I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 26】 前記層領域の転位密度が  $5 \times 10^7 / \text{cm}^2$  以下である請求項 23、24 又は 25 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 27】 ウルツ鉱型結晶構造における転位密度が、c 軸の一方方向に従ってほぼ単調に減少している層領域を有する請求項 15~26 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 28】 前記層領域がウェーハ全体を占める請求項 15~27 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 29】 前記層領域を有する結晶膜は、異種基板上に成長された結晶膜であって、該異種基板上に複数の成長領域が形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクが設けられ、該成長領域から成長した結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆って成る結晶膜である請求項 15~27 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 30】 前記異種基板がサファイア基板である請求項 29 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 31】 一主面にストライプ状の絶縁物を有する請求項 15~28 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 32】 一主面にストライプ状の食刻パターンを記した請求項 15~28 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 33】 前記パターンのストライプ方向が  $\langle 11-20 \rangle$  又は  $\langle 1-100 \rangle$  方向である請求項 29~32 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 34】 I I I 族元素窒化物半導体が GaN である請求項 15~33 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハ。

【請求項 35】 請求項 15~34 のいずれか 1 項に記載のウェーハを用いて作製された半導体装置。

【請求項 36】 請求項 15~34 のいずれか 1 項に記載のウェーハを用いて作製された半導体レーザ。

【請求項 37】 請求項 28 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの表裏の 2 つの主面のうち転位密度の高い方の主面上に素子構造が形成された半導体装置。

【請求項 38】 請求項 28 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの表裏の 2 つの主面のうち転位密度の高い方の主面上に素子構造が形成された半導体レーザ。

【請求項 39】 請求項 29 又は 30 記載のウェーハの少なくとも異種基板およびマスクを含む結晶領域を除去した面に素子構造が形成された半導体装置。

【請求項 40】 請求項 29 又は 30 記載のウェーハの少なくとも異種基板およびマスクを含む結晶領域を除去した面に素子構造が形成された半導体レーザ。

【請求項 41】 成長させる結晶とは異なる材料からなる異種基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを形成する工程、該マスクの表面の清浄化処理を行う工程、該成長領域からファセット構造を形成しながら結晶成長させ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆い、さらに該ファセット構造を埋め込んで表面を平坦化するようにエピタキシャル成長する工程を有することを特徴とする I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 42】 気相成長法によりエピタキシャル成長する請求項 41 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 43】 マスク表面の清浄化処理をマスク表面をエッチングすることにより行う請求項 41 又は 42 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 44】 マスク表面の清浄化処理をオゾン又は紫外光照射により行う請求項 41 又は 42 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 45】 マスク表面の清浄化処理を、還元性雰囲気下で熱処理を行うことにより行う請求項 41 又は 42 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 46】 前記マスクのストライプ方向が  $\langle 11-20 \rangle$  又は  $\langle 1-100 \rangle$  方向である請求項 41~45 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 47】 前記異種基板上に下地結晶層を設け、該下地結晶層上にエピタキシャル成長する請求項 41~46 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 48】 前記エピタキシャル成長後、前記異種基板を研磨あるいは研削して薄くする工程を有する請求項 41~47 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 49】 前記異種基板を、エピタキシャル成長層の厚さの半分以下になるまで薄くする請求項 48 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 50】 前記異種基板として、エピタキシャル成長層の所定の厚さの半分以下の厚さを有する異種基板を用いる請求項 41~47 のいずれか 1 項に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 51】 前記エピタキシャル成長後、前記異種基板にクラックを発生させる工程を有する請求項 48、49 又は 50 に記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 52】 寒剤に浸すことによって前記異種基板にクラックを発生させる請求項 51 記載の I I I 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項 53】 前記異種基板の厚さがエピタキシャル

結晶層の半分以下の厚さの状態では該異種基板上にクラックを発生させた後、該異種基板を研磨あるいは研削により除去する請求項49又は50記載のIII族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項54】 前記異種基板上に下地結晶膜を形成し、該下地結晶膜上にストライプ状マスクを形成する工程を有するIII族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法であって、研磨あるいは研削によって該異種基板とともに該下地結晶膜も除去する請求項53記載の半導体ウェーハの製造方法。

【請求項55】 クラック形成後、前記異種基板を研磨あるいは研削によって除去した後、前記ストライプ状マスクを除去する工程を有する請求項53又は54記載の半導体ウェーハの製造方法。

【請求項56】 クラック形成後、前記異種基板を研磨あるいは研削によって除去するとともに前記ストライプ状マスクを除去する工程を有する請求項53又は54記載の半導体ウェーハの製造方法。

【請求項57】 前記ストライプ状マスクが除去された側の結晶面を研磨により平坦化する工程を有する請求項55又は56記載のIII族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項58】 請求項57記載の方法でIII族元素窒化物半導体ウェーハを作製し、該ウェーハのストライプ状マスクが除去された側の平坦化面に素子を形成することを特徴とする半導体装置の製造方法。

【請求項59】 III族元素窒化物半導体がGaNである請求項41～58のいずれか1項に記載のIII族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【請求項60】 前記異種基板がサファイア基板である請求項41～59のいずれか1項に記載のIII族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、サファイア基板上にエピタキシャル成長により形成されたGaN結晶膜、及びこのGaN膜を用いて作製された半導体装置に関する。また本発明は、異種材料基板上にエピタキシャル成長により形成されたIII族元素窒化物半導体ウェーハ及びこのIII族元素窒化物半導体ウェーハを用いて作製された半導体装置ならびにこれらの製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】窒化ガリウム(GaN)は、禁制帯幅が3.4eVと大きく、かつ直接遷移型であることから青色発光素子材料として注目されている。

【0003】このGaN材料を用いた発光デバイスを作製するための基板材料としては、成長させるエピタキシャル層と同じ物質のバルク結晶、すなわちGaNのバルク結晶を用いることが望ましい。しかしながら、GaN

結晶では、窒素の解離圧が高いことからバルク結晶が形成しにくく、GaNからなるバルク結晶基板の作製は非常に困難である。そのため、格子定数が比較的近いサファイア( $Al_2O_3$ )基板を用い、その上にGaNをエピタキシャル成長している。このように従来は、格子定数、熱膨張係数などの物理的性質、さらには化学的性質においてもエピタキシャル層と全く異なる基板材料が用いられてきた。

【0004】

10 【発明が解決しようとする課題】このような異種基板上にエピタキシャル成長を行うと、基板やエピタキシャル層に歪みや欠陥が発生し、また、厚い膜を成長した場合にはクラックが発生することが報告されている(ジャパニーズ ジャーナル オブ アプライド フィジックス 第32巻(1993)1528-1533頁(Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 32(1993) pp. 1528-1533))。このような場合には、デバイスとしての性能が極端に悪くなるどころか、成長層が粉々に破壊されるという結果をしばしば招いていた。

20 【0005】サファイア基板上に成長したGaN膜中の転位構造と結晶品質の相関について、ジャーナル オブ マテリアルズ サーチ 第11巻(1996)580-592頁(J. Mater. Res. Vol. 11(1996) pp. 580-592)に報告がある。

30 【0006】そこでは、①サファイア基板上的GaN膜は、基板表面の法線に平行にc軸配向したアイランド状結晶粒が互いに会合した結果形成されること、②その際、個々の結晶は、c軸を回転軸として互いにわずかな角度だけ回転しているため、結晶粒境界に転位が形成されること、③これら転位がGaN結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ貫通転位の起源であること等が記されている。

40 【0007】つまり、このような貫通転位がGaN結晶膜中に存在するということは、GaN結晶膜が元の結晶粒で区切られるドメイン状の形態を有し、且つGaN結晶膜のc面に平行な結晶方位成分が各ドメインごとに乱れた構造を有することを示しているといえる。これは、GaN結晶膜が、モザイク構造を形成していることの現れでもあり、結晶としての品質を高めるためには、c面に平行な変位ベクトルを持つ転位の密度を極力低くしなければならないことを意味している。

50 【0008】このような問題を解決する方法として、特開平8-64791号公報には、格子不整合系のエピタキシャル成長において、基板とエピタキシャル成長層との格子不整合により発生する転位を特定の場所に集中させることを特徴とするエピタキシャル成長方法が開示されている。この方法により、所望の領域での転位密度を低減することができるので、半導体レーザなどの高品質の結晶性を要求される半導体発光素子の作製が可能になると記載されている。具体的には、最初の結晶成長でサ

ファイア基板上にアモルファスGaN膜を形成し、これをストライプ状にエッチングした後、2回目の結晶成長でこのアモルファスGaN膜および基板上にGaN膜をエピタキシャル成長させている。他の実施例としては、上記アモルファスGaN膜に代えてSiO<sub>2</sub>膜をストライプ上に形成し、基板上にのみエピタキシャル層を成長させている。

【0009】しかしながら、このような方法では、表面にアモルファス領域を有しているため全面に均質な成長層が得られなかったり、SiO<sub>2</sub>膜部分で成長が起こらない領域を有しているため全面に平坦な成長層を得ることができないため、素子形成箇所に制約が生じていた。

【0010】上記の問題に加えて、サファイア、炭化珪素あるいはMgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>などの基板材料はGaNエピタキシャル成長膜とは格子定数や結晶構造あるいは熱膨張係数などの点で異なっており、エピタキシャル形成されたウェーハにおいては反りの問題が深刻である。例えばサファイア基板を用いた場合には図14の断面図に模式的に示すように大きな反りが見られる。反りの大きさは1インチ径基板の場合には中心部は外周部に比べてmm単位での上凸の状態になることもある(曲率半径が70cm以下にもなることがある。)

【0011】この反りの問題は先に述べた基板材料の種類を代えたり、AlGaNやInGaNなどの混晶材料やAlNやInN等のIII族元素窒化物半導体をGaNに代えてエピタキシャル成長しても程度の差こそあれ事情に変わりはない。そこで以下ではサファイアを基板材料としてGaNをエピタキシャル成長した場合を例にとり説明する。

【0012】ウェーハの反りが深刻な場合、例えば、後の素子形成におけるリソグラフィ技術の適用において問題が生じる。反りの大きな場合には製造プロセスにおける少なくともリソグラフィの適用に先だってウェーハを細分化する必要がある。例えば、5mm角程度に細分化してからリソグラフィ技術を適用して電流注入用のストライプレーザ用の窓等を形成することが必要になる。

【0013】さて、ウルツ鉱型結晶構造を有するIII族元素窒化物半導体の応用の一つには先に述べたように青色系の光デバイスがある。特に高密度記録の書き込み、読み出しが可能な青色レーザを光源としたデジタルビデオディスク(DVD)への期待は大きい。このような半導体レーザのファブリベロ共振器は一般に劈開によって形成される。例えばサファイア基板の上にGaNエピタキシャル層を形成し、その上に窒素をV族元素としたIII族元素窒化物半導体でレーザ用ダブル・ヘテロ(DH)構造をエピタキシャル法で形成し、前記リソグラフィ技術における問題を克服してストライプ構造を形成できたとしよう。その後のプロセスとしては電極等を形成するわけであるが、最終的には一般に劈開によってファブリベロ共振器を形成しなければならない。

【0014】しかし、GaNエピタキシャル層とサファイア基板との劈開面のズレが大きい場合、サファイア基板が存在したままきれいな劈開を行うことは非常に困難である。そこで劈開に先だって、サファイア基板を研磨等で除去することが必要となる。すなわち、リソグラフィ技術上の問題から小面積に切り刻んだウェーハの裏面サファイアを研磨するという煩雑なプロセスが伴うことになる。

【0015】また、たとえサファイア基板を残したまま劈開が可能であったとしても絶縁物であるサファイア基板101が裏面に存在するのでそのままでは裏面には電極が形成できないため、DH構造の表面から部分的に掘り込んだところ(電極形成層106)に電極102を形成するというプロセスも必要となる。すなわち、図15(a)(ファブリベロ共振器断面から見たレーザ構造の断面概念図)に示すように裏面電極に代わる電極102を形成する必要がある。なお、104は酸化珪素膜、105はレーザ光出射領域である。一方、サファイア基板101が取り除かれていれば図15(b)のように表面の電極103に対向して裏面に電極102を配置することができる。

【0016】さらに、ウェーハにサファイア等の厚い異種材料基板がついていることによる反りの問題は、そのウェーハ上にDH構造等をエピタキシャル成長する場合にも生じる。特に、反りの大きなウェーハであるとホルダーに設置しにくいこと、ホルダーとウェーハ全体を接触させることができないために、エピタキシャル成長時にウェーハ面内で温度差が生じるといった問題も生じる。

【0017】そこで本発明の目的は、格子定数や熱膨張係数が異なる異種基板上にエピタキシャル成長を行って形成されたものであっても、歪みや欠陥、転位が少なく、また厚い膜であってもクラックが入りにくい、GaN結晶膜、III族元素窒化物半導体ウェーハ及びその製造方法を提供することである。

【0018】また本発明の目的は、エピタキシャル成長により形成されたIII族元素窒化物半導体ウェーハ、特にGaN結晶膜上に半導体素子構造を形成することにより、優れた特性を有する半導体装置を提供することにある。

【0019】

【課題を解決するための手段】本発明は、サファイア基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを有し、該成長領域から成長したGaN結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域から成長したGaN結晶と合体して該マスクを覆って成るGaN結晶膜であって、該マスク上の結晶領域に、ストライプ方向に沿って走る複数の転位が基板面のほぼ法線方向に配列した欠陥を有し、ストライプ方向に対して垂直な断面で見たとき、基板面にほぼ平行な方向に伝播し



てきた転位が、該マスク上で結晶が合体した箇所の近傍において基板面のほぼ法線方向に伝播している転位を有することを特徴とする GaN 結晶膜に関する。

【0020】また本発明は、基板面のほぼ法線方向に伝播した前記転位が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であり、ストライプ方向に沿って走る前記転位が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位である上記本発明の GaN 結晶膜に関する。

【0021】また本発明は、GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位の密度に対する、GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位の密度の比が、結晶成長初期の層領域に比べて上層領域において小さい上記本発明の GaN 結晶膜に関する。

【0022】また本発明は、前記欠陥が、前記マスク上のストライプ方向の両端近傍と、前記マスク上で結晶が合体した箇所の近傍に形成されている上記本発明の GaN 結晶膜に関する。

【0023】また本発明は、GaN 結晶膜中の転位の 50%以上が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜に関する。

【0024】また本発明は、GaN 結晶膜中の転位の 50%未満が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜に関する。

【0025】また本発明は、GaN 結晶膜中の転位の 50%以上が GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であり、GaN 結晶膜中の転位の 50%未満が GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とする GaN 結晶膜に関する。

【0026】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0027】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0028】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 50%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 50%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0029】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 60%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェー

ハに関する。

【0030】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 40%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0031】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 60%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 40%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0032】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 70%以上である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0033】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 30%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0034】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の 70%以上であり、該 c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位が 30%未満である層領域を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0035】また本発明は、前記層領域を有する結晶膜は、異種基板上に成長された結晶膜であって、該異種基板上に複数の成長領域が形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクが設けられ、該成長領域から成長した結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆って成る結晶膜である上記本発明の III 族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0036】また本発明は、成長させる結晶とは異なる材料からなる異種基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを形成する工程、該マスクの表面の清浄化処理を行う工程、該成長領域からファセット構造を形成しながら結晶成長させ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆い、さらに該ファセット構造を埋め込んで表面を平坦化するようにエピタキシャル成長する工程を有することを特徴とする III 族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法に関する。

【0037】また本発明は、上記 III 族元素窒化物半導体ウェーハを用いて作製された半導体装置に関する。

【0038】

【発明の実施の形態】<GaN 結晶膜の成長方法>本発明の GaN 結晶膜の成長方法の一実施形態について図面を参照して説明する。



11

【0039】初めに、サファイア基板1上にGa<sub>2</sub>Nを含む下地結晶膜2を成長し、その表面上にフォトリソグラフィ法とウェットエッチング法を用いてストライプ状のマスク4を形成し、成長領域3を形成する(図1(a))。

【0040】マスク4は基板1上に直接形成してもよいが、下地結晶膜2の形成により予め転位密度をある程度低減することができ、後に形成するGa<sub>2</sub>N結晶膜5の転位構造をより効果的に制御できるため、この下地結晶膜2は形成することが好ましい。このような下地結晶膜の材料としては、Ga<sub>2</sub>N、AlN、Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (0<X<1)、In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (0<X<1)などのIII族元素窒化物が好ましい。なお、前記下地結晶膜の組成は必ずしも後にその上に形成するエピタキシャル層の組成と同じである必要はなく、場合によってはIII族元素窒化物に限る必要もないが、上記エピタキシャル層と同じ結晶系でウルツ鉱型結晶構造を有する材料が好ましい。このような下地結晶膜の厚さは0.5μm~20μmが好ましい。薄すぎると十分な効果が得られず、厚すぎるとクラックが発生しやすくなる。

【0041】このような下地結晶膜は、基板側から低温バッファ層と高温成長層からなる多層構造とすることが好ましい。低温バッファ層は、400~600℃程度の比較的低温で成長させるアモルファスに近い結晶層であり、これにより高密度の結晶核を形成することができる。膜厚は0.01~0.1μm程度に薄く形成することが好ましい。高温成長層は、950~1050℃程度の比較的高温で成長させた高品質層である。

【0042】ここで、下地結晶膜の形成条件について一実施形態を挙げて簡単に説明する。下地結晶膜の形成は、有機金属気相成長法(Metal-Organic Chemical Vapor Deposition: MOCVD)で形成することができる。下地結晶膜の形成に用いるMOCVD装置は減圧装置の一種であり、一般に使用されているMOCVD装置を使用することができる。

【0043】低温バッファ層の形成にあたっては、まず、サファイア基板をMOCVD装置の基板ホルダに設置し、水素を流しながら数10 Torr以上の減圧下で900~1100℃に基板温度を保持し、数分から30分間の熱処理を行った。この目的は、基板のクリーニングにあり、水素圧力が高いほど良く、場合によっては1気圧上でおこなってもよいが、減圧で行うのは装置上の制約からである。

【0044】その後、基板温度を400℃~600℃に降下させ、トリメチル・ガリウム(TM<sub>2</sub>G)とアンモニア(NH<sub>3</sub>)を装置に導入して厚さ0.01μm~0.05μmのGa<sub>2</sub>N低温バッファ層を形成した。低温バッファ層の厚さの最適範囲については、低温バッファ層上への高温成長Ga<sub>2</sub>N層の成長時における昇温時の結晶化

12

過程に影響するようである。本発明者らの実験結果から得られた数値である。したがって、下地結晶膜の材料がGa<sub>2</sub>Nでない場合や低温バッファ層上への高温成長層形成時の昇温履歴や或いは昇温雰囲気が変われば、低温バッファ層の厚さの最適範囲は変化すると考えられる。

【0045】低温バッファ層成長時に供給するIII族元素Ga原料(TM<sub>2</sub>G)に対するV族元素窒素原料(NH<sub>3</sub>)のモル比(V/III比)は10000~30000が好ましい。CVD装置へのTM<sub>2</sub>Gの導入は、キャリアガスとして水素ないし窒素ガスを数百ml/分でTM<sub>2</sub>G液体原料にバブリングさせて行い、NH<sub>3</sub>は前記V/III比になるように供給した。CVD装置には、必要により、原料ガスに加えてキャリアガスとして窒素ガス、さらに水素ガスを導入し、全圧力を30~700 Torrとした。キャリアガスとしての窒素はアルゴンやヘリウム等の不活性ガスに置き換えてもよい。キャリアガスとしての水素は、低温バッファ層の結晶性に関わる知見が得られており、全圧力の1/10~1/3程度の分圧にすることが好ましい。

【0046】低温バッファ層の成長条件は上記のように比較的ゆるやかであり、この上層に高温成長層が形成され、多段階で下地結晶膜が形成される。

【0047】さらに低温バッファ層の形成条件の典型例を示す。サファイア基板の水素中でのクリーニングは、100 Torrの減圧下、1000℃で10分間行った。その後、450~500℃へ降温し、アンモニアガスとTM<sub>2</sub>GをV/III比=20000、水素キャリアガスをアンモニアガスの1.2倍、窒素キャリアガスをアンモニアガスの2.6倍供給して成長を行った。低温バッファ層の厚さは0.015μm~0.04μmの範囲に調整した。

【0048】なお、基板がSiCからなる場合のクリーニングは800℃で行ってもよく、基板がMgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>からなる場合においても、サファイア基板に比べて低温で行ってもよい。基板のクリーニング時の温度や時間については、用いる基板によって適宜、選択すればよい。また、このような基板のクリーニングは必須の工程ではないが、実施することが好ましい。このような基板のクリーニングを行うことによって、低温バッファ層上に形成される高温成長層の結晶性の再現性が良好になる。また、このクリーニングの代わりに、下地基板のバッファ層形成装置へのローディング前に行う表面処理技術を改良することによってもクリーニングを行った場合と同様な効果が得られる可能性がある。

【0049】以上、下地結晶膜の形成についてGa<sub>2</sub>Nからなる下地結晶膜について説明したが、Ga<sub>2</sub>Nを主体とし、AlやIn、あるいはBを含んだ混晶としてもよい。なお、下地結晶膜の材料としてはGa<sub>2</sub>Nや、Ga<sub>2</sub>Nを主体としたものが好ましいが、種々の材料を適用することができる。

10

20

30

40

50

【0050】このような多段階成長法により形成された下地結晶膜により、基板界面から発生する転位がいったん低減され、マスク上の結晶領域における転位制御をより効果的に行うことができる。なお、低温パッファ層のみを形成してその上にマスクを形成してもよく、またマスクを基板上に直接形成した後、成長領域にのみに低温パッファ層を形成してもよい。

【0051】マスクの形状はストライプ形状が好ましく、このときマスク14の厚さは0.01~5μmが好ましい。マスクの材料としては、SiO<sub>2</sub>を用いることが好ましいがこれに限られるものではなく、SiN<sub>x</sub>等の絶縁体膜でもよい。

【0052】マスク14の幅は0.2μm~2mmが好ましい。マスク幅を広くすることにより下部結晶から貫通してくる転位を効果的に遮蔽することができるが、広くしすぎると、成長層の平坦化までに必要な膜厚が著しく厚くなり、また、マスク上での異常成長や膜の反りが起きやすくなるため、2mm以下とすることが好ましい。一方、狭すぎると、下部結晶から貫通してくる転位が十分に遮蔽できないだけでなく、ファセット構造が十分に形成されず転位の制御が不十分となり、その結果、本発明の特徴的な転位の形態を有するGa<sub>0.5</sub>N結晶膜を得ることが困難となる。このことから、マスク幅は0.5μm~1mmの範囲がより好ましく、1μm~500μmがさらに好ましい。

【0053】また、成長領域3（開口部）の幅は、0.01~100μmの範囲にあることが好ましく、0.5~100μmがより好ましく、1~10μmがさらに好ましい。広すぎると貫通転位が多くなるだけでなく、ファセット構造が十分に形成されず転位の制御が不十分となり、その結果、本発明の特徴的な転位の形態を有するGa<sub>0.5</sub>N結晶膜を得ることが困難となる。これらマスク幅をAとし成長領域の幅をBとした場合、B/(A+B)の比は0.000005~1が好ましく、0.0005~1がより好ましく、0.002~0.9がさらに好ましい。

【0054】マスクのストライプの方向は、〈11-20〉方向もしくはこの方向と垂直な〈1-100〉方向からそれぞれ30度以内の方向が好ましく、〈11-20〉方向もしくは〈1-100〉方向がさらに好ましい。特に、HVPE法では、〈11-20〉方向もしくは〈1-100〉方向、MOVPE法では、〈11-20〉方向が好ましい。

【0055】次に、成長領域3に対しGa<sub>0.5</sub>N結晶のエピタキシャル成長を行う。マスク4の付いた基板をエピタキシャル装置の反応管に挿入して、水素ガス、窒素ガス、または、水素と窒素の混合ガスとN原料ガスを供給しながら基板を所定の成長温度まで昇温する。温度が安定してからGa原料を供給して、成長領域3にGa<sub>0.5</sub>N結晶層を成長する。結晶成長方法は、Ga原料に塩化ガリ

ウム(GaCl)を用い、N原料にアンモニア(NH<sub>3</sub>)ガスを用いる塩化物輸送法による気相成長(VPE: Vapor Phase Epitaxy)であるハイドライドVPE法が好ましいが、Ga原料に有機金属化合物を用いる有機金属化合物気相成長(MOVPE: Metal Organic Vapor Phase Epitaxy)を用いてもよい。

【0056】Ga<sub>0.5</sub>N結晶は、初期段階ではマスク4上に成長せず、成長領域3のみで結晶成長が起こり、成長領域上のGa<sub>0.5</sub>N結晶には基板の面方位とは異なる面方位を有するファセット6が形成される(図1(b))。このときのGa<sub>0.5</sub>N結晶の成長条件はファセット構造が形成されるように650℃から1100℃の成長温度、N原料の供給量はGa原料の供給量に対し等倍から1000倍の範囲で行うことが好ましい。

【0057】さらにエピタキシャル成長を続けると、Ga<sub>0.5</sub>N結晶はファセット面に対して垂直な方向に成長が進むため、成長領域だけでなくマスク4を覆うようになる。そして隣接する成長領域のGa<sub>0.5</sub>N結晶のファセットと接触する(図1(c))。

【0058】さらにエピタキシャル成長を続けると、ファセットが埋め込まれ(図1(d))、最終的には、平坦な表面を有するGa<sub>0.5</sub>N結晶膜5を得ることができる(図1(e))。

【0059】通常、サファイア基板上にGa<sub>0.5</sub>N結晶の結晶成長を行うと、基板との界面で発生した結晶欠陥にとまらぬ転位は、界面と垂直方向に伸びるために、たとえエピタキシャル膜を厚くしても、転位の低減は見られない。

【0060】本発明における成長方法では、選択成長により成長領域にファセット構造を形成している。このファセットは成長速度が他の面より遅いため現れる。ファセットの出現により転位がファセットに向かって進み、基板と垂直に伸びていた転位が垂直な方向へ伸びることができなくなる。転位はファセットの成長とともに横方向に曲げられ、そのほとんどの転位は、結晶の端に出てしまうか、閉ループを形成する。その結果、エピタキシャル膜の膜厚増加に伴い、上部の成長領域では結晶欠陥が減少していく。これにより、エピタキシャル膜内の欠陥の低減を図ることができる。このようにファセット構造を形成して成長することで、結晶欠陥を大幅に減らすことが可能になる。

【0061】特に、Ga原料に塩化物を用いる塩化物輸送法による気相成長では、Ga<sub>0.5</sub>N結晶の成長が速いため、ファセット構造のうち基板面と同じ面が消えるのがはやい。したがって基板と垂直に伸びる転位は、はやくからファセット構造のうち基板面と異なる面の方向に伸びることになりGa<sub>0.5</sub>N結晶における垂直に伸びる転位(貫通転位)を大幅に減らすことができる。

【0062】なお、Ga原料に有機金属化合物を用いる

有機金属化合物気相成長では塩化物輸送法による気相成長と比べて成長速度が遅くなるが、上述のようにGaN結晶のファセット構造のうち基板面と同じ面が速く消えるようにすればよい。例えば成長領域に対するマスクの面積を大きくすればマスク上からの成長種の供給量が増えるため成長領域におけるGaN結晶の成長を速めることができる。

【0063】またGaNのエピタキシャル成長について述べたが、InGaN膜、AlGaN膜あるいはInN膜をエピタキシャル成長しても同様な効果が得られる。さらに成長するこれらの結晶膜に不純物を添加しても同様な効果が得られる。

【0064】上述のように、本実施の形態で得られるGaN結晶膜は、結晶欠陥が大幅に減少しており、このGaN結晶膜上に形成する半導体レーザ等の素子構造（GaN結晶膜を含む積層構造）における結晶欠陥も大幅に減少させることができる。このため、異種基板（例えばサファイア基板）上に作製する積層構造の結晶性を改善することができ、優れた特性を有する半導体レーザ等の半導体装置を提供することができる。

【0065】また、このようなGaNの結晶膜の膜厚を所望の厚さに成長した後、少なくともサファイア基板等の異種基板を除去することで、好ましくは異種基板とマスクとGaN結晶膜の一部を除去することで、結晶欠陥の少ないGaN結晶膜が得られ、これを基板として用いることで半導体レーザ等の素子を形成する上でさらに様々な利点を得られる。

【0066】例えば、半導体発光素子の製造にGaN結晶膜の基板を用いた場合は、サファイア基板等の絶縁性の異種基板を用いた場合に問題となっていた半導体発光素子における基板裏面への電極形成が可能になる。

【0067】さらに、GaN結晶膜からなる基板（GaN結晶膜基板）上に形成する半導体発光素子がGaN結晶膜を含む半導体レーザの場合は、GaN結晶膜基板と半導体レーザの積層構造との劈開面が同じであるため、劈開による共振器ミラーの作製が可能となる。

【0068】なお、上記では、GaN結晶膜基板を用いて素子を作製した場合の利点について説明したが、サファイア基板等の異種基板上に、前述の選択成長方法により所望の厚さのGaN結晶膜を形成した後に半導体素子構造を順次作製し、その後、この異種基板を除去することによっても、基板裏面への電極形成と、劈開による共振器ミラーの形成が可能であることは言うまでもない。

【0069】サファイア基板等の異種基板上へのGaN結晶膜形成時の膜厚としては、 $20\mu\text{m}$ ～ $1\text{mm}$ が好ましく、 $80\mu\text{m}$ ～ $500\mu\text{m}$ がより好ましい。

【0070】また、GaN結晶膜上に素子構造を形成する場合には、結晶成長する側のGaN結晶膜の面だけでなく、異種基板付きGaN結晶膜から異種基板やマスク等を削除した側、すなわちGaN結晶膜の異種基板側の

面を利用して素子構造を形成してもよい。この場合に、異種基板とともに除去するGaN結晶膜の厚さは $300\mu\text{m}$ 以下が好ましく、 $5\sim150\mu\text{m}$ がより望ましい。

【0071】このようなGaN結晶膜を素子基板として用いることにより、形成される半導体素子の積層構造の結晶性を改善することができ、その結果、優れた特性を有する半導体素子を提供することができる。

【0072】また半導体発光素子に適用した場合は、サファイア基板で問題となっていた半導体発光素子における基板裏面への電極形成が可能になる。

【0073】さらに半導体発光素子が半導体レーザの場合は、GaN結晶膜と劈開面が異なる異種基板上にレーザ構造を形成しても、劈開による共振器ミラーの作製が可能になる。

【0074】次に、以上のようにして作製したGaN結晶膜の結晶構造について詳細に説明する。

【0075】＜転位の基本構造＞まず、本発明の理解のために、GaN結晶中の転位の基本構造について説明する。GaN結晶は、六方晶単位格子から構成され、結晶中の各方位を表す指数と転位構造の関係は図2のようになる。一般に、六方晶構造を持つ結晶中には、転位によってもたらされる原子間の変位ベクトルであるバーガースベクトル $\mathbf{b}$ として、 $\langle 11-20 \rangle/3$ 、 $\langle 0001 \rangle$ 、 $\langle 11-23 \rangle/3$ の3種類が存在することが知られている。

【0076】ここで、 $\langle 11-20 \rangle/3$ は図2に示した六方晶格子のc面に平行なa軸ベクトルと等価なベクトルで正負の符号を考慮すると6個存在し、 $\langle 0001 \rangle$ はc軸と等価で2個存在し、 $\langle 11-23 \rangle/3$ はc面に対して斜めに傾いた方向であり六角錐の稜 $\mathbf{a}+\mathbf{c}$ と等価で12個存在する。

【0077】一本の転位に対して必ず一つのバーガースベクトル $\mathbf{b}$ が定義され、転位線の走る方向が変化したとしてもバーガースベクトル $\mathbf{b}$ の方向が変わることはあり得ない。

【0078】転位のキャラクタを示す「刃状（edge）」、「螺旋（screw）」といった呼び名は、転位線の走る方向に対してバーガースベクトル $\mathbf{b}$ がそれぞれ、垂直、平行な場合を示している。刃状と螺旋のキャラクタが混ざった場合、すなわち転位線に対してバーガースベクトル $\mathbf{b}$ が斜めのときは「混合（mixed）」転位と呼ぶ。

【0079】こうした規則に従えば、六方晶格子の $[0001]$ 方向（すなわちc軸方向）に沿って走った転位は、バーガースベクトル $\mathbf{b}=\langle 11-20 \rangle/3$ のときは刃状転位、バーガースベクトル $\mathbf{b}=\langle 0001 \rangle$ では螺旋転位、バーガースベクトル $\mathbf{b}=\langle 11-23 \rangle/3$ では混合転位であると定義付けられる。

【0080】転位の呼び方で注意すべき点は、一本の転位内で、バーガースベクトル $\mathbf{b}$ の方向に対して転位線方

向が変化する場合である。転位は必ずしも図2に示すように真っ直ぐに走っているとは限らず、むしろ曲がっている場合が多い。ここで、極端な例として転位線が輪状に形成されている場合を考えると、バーガースベクトル  $b$  と平行に走る部分は螺旋転位となり、バーガースベクトル  $b$  と垂直に走る部分は刃状転位となる。つまり、一本の転位の中で複数の呼び名を持つことになる。そのため、曲がった転位は、バーガースベクトル  $b$  の方向で定義しなほうがより正確である。特に、本発明の GaN 結晶膜中の転位は後に示すように折れ曲がった形態をもつため、以下、本文中ではバーガースベクトル  $b$  の方向による転位の定義付けも適宜行うものとする。

【0081】なお、一般的に、サファイア基板上的の GaN 結晶膜は、六方晶格子の  $c$  軸に沿って成長し、通常、膜中の転位は  $c$  軸に沿って走っている。すなわち、転位線は膜を貫く形で存在しており、このような転位を、上記の呼び名とは別の意味、すなわち膜の厚さ方向に貫く転位の意味で「貫通転位」と呼んでいる。

【0082】＜転位キャラクタの判別方法＞次に、本発明における転位キャラクタの判別方法について説明する。本発明においては、主に透過電子顕微鏡 (TEM) により転位の観察を行った。

【0083】一般に、転位を TEM により観察する場合、入射電子線に対して TEM サンプルを傾け、それによって優先的に励起された回折ビームを対物絞りで抽出し結像させる手法を用いる。これは、TEM サンプル中の特定の結晶格子面によって入射電子線を回折させることに対応している。この手法により観察される TEM 像における転位のコントラストは、格子面による電子線の回折条件が転位近傍で局所的に異なっていることに起因している。つまり、転位近傍の格子面はその他の領域に比べて局所的に湾曲しているため、転位の存在する部分とそうでない部分では電子線のブラッグ反射条件が異なり、TEM 像中では転位線の形状に対応したコントラストが出現する。

【0084】実際の GaN の結晶構造は六方晶格子を持つが、ここでは説明を簡単にするために、単純立方格子を持つ結晶構造を用いて上記原理を説明する。単純立方格子の結晶中に存在する転位の周囲の格子面の模式図を図3に示す。この場合、紙面に垂直に走る刃状転位が存在し ( $\perp$  の部分)、この転位は図示した方向にバーガースベクトル  $b$  を有している。

【0085】本図で注目すべき点は、バーガースベクトル  $b$  と平行な方向に法線ベクトル  $g_A$  を持つ格子面 A は転位の存在によってその付近で局所的に湾曲しているが、バーガースベクトル  $b$  と垂直な方向に法線ベクトル  $g_B$  を持つ格子面 B は転位線近傍でも湾曲していないことである。

【0086】ここで、格子面 A を用いて TEM 像を結像した場合は、上述のブラッグ反射条件が転位線近傍とそ

他の領域で異なるために転位線のコントラストが出現する。これに対して格子面 B を用いて TEM 像を結像した場合は、転位線による格子面の湾曲が存在しないために転位線のコントラストは出現しない。

【0087】つまり、TEM 観察の際に選択された回折格子面の法線ベクトル (「回折ベクトル」と呼ぶ。)  $g$  と転位線のバーガースベクトル  $b$  が垂直である場合、すなわち、それぞれのベクトルの内積がゼロ (回折ベクトル  $g \cdot$  バーガースベクトル  $b = 0$ ) の場合に転位のコントラストが消滅することになる。

【0088】こうした原理を逆に利用すれば、未知の転位キャラクタ (刃状、螺旋、混合) を決定することができる。

【0089】図3の転位キャラクタが未知であるとして以下に転位キャラクタの決定方法を説明する。ここで示した結晶構造は単純立方格子なので、転位のバーガースベクトルは、格子面 A に垂直な方向、格子面 B に垂直な方向、紙面に垂直な方向の3種類の内のいずれかである。

【0090】まず、任意の格子面を用いて TEM 観察を開始する。例えば、格子面 A で電子線を回折させると (回折ベクトル  $g_A$ )、TEM 像中に出現したコントラストから TEM サンプル中にどのような形で転位が存在しているか、すなわち結晶に対する転位線の走っている方向が決定される。この場合は、転位線は TEM サンプルの表面法線 (電子線の入射方向) に平行に走っていることがわかる。なお、この観察条件で転位が観察されるということは、そのバーガースベクトル  $b$  は格子面 B に垂直な方向や紙面に垂直な方向ではないということもできる。

【0091】次に、同視野に対して別の格子面 B (回折ベクトル  $g_B$ ) を用いて観察を行う。コントラストは消失するが、このことから転位のバーガースベクトル  $b$  は回折ベクトル  $g_B$  に垂直な方向を持っていることが一義的に判明し、結果として図示したバーガースベクトル  $b$  の方向が決まる。

【0092】最終的に、この場合は、転位線方向に対してバーガースベクトル  $b$  は垂直であるため、転位が刃状転位であることがわかる。

【0093】上記の例は最も簡単な単純立方格子中の刃状転位の場合であったが、この原理は図2に示した六方晶格子やそれ以外の結晶格子中に存在するあらゆる転位にも同様に適用でき、GaN 結晶中に存在する転位キャラクタの判別方法として確立されている。

【0094】＜本発明の GaN 結晶膜の転位構造＞次に、前記の方法に従って作製された GaN 結晶膜の TEM 観察等の結果に基づいて、本発明の GaN 結晶膜の転位構造を説明する。

【0095】まず、下地結晶層のみに着目すると、ストライブ方向から見た TEM 断面写真には、垂直方向に走

る暗い線状のコントラスト、即ち貫通転位が観察された。個々の転位のキャラクタを判別した結果、刃状転位が全体の70%以上で、残りの殆どは混合転位であり、螺旋転位は非常に少ないことがわかった。

【0096】次に、マスク開口部の成長領域から成長したGa<sub>0.5</sub>N結晶層に着目すると、その転位の殆どは下地結晶層の貫通転位を引き継ぎ、両層の界面には新たに発生した欠陥は観察されなかった。また、この引き継がれた転位は、その多くが折れ曲がった形態をとっていた。特に、マスク近傍では、マスクを覆うように折れ曲がった転位がバイルアップしている様子が観察された。また、このような転位の折れ曲がり方は上層のGa<sub>0.5</sub>N結晶層の約5μmの厚さ内で生じていることが観察された。

【0097】4種類の回折ベクトルgを用いて断面の一部の同一視野をTEM観察したところ、回折ベクトルgを変化させることによって転位のコントラストが見えたり見えなかったりする様子が観察された。この観察から、下地結晶層の刃状転位を引き継いだバーガースベクトルbが $\langle 11-20 \rangle / 3$ の転位と、下地結晶層の混合転位を引き継いだバーガースベクトルbが $\langle 11-20 \rangle / 3$ の転位が判別できた。

【0098】ここで、これら両者の転位の折れ曲がり状態や構造を比較すると、前者がマスクの位置に関係なく比較的ランダムに折れ曲がっているのに対し、後者はマスク近傍でそれが顕著であることがわかった。

【0099】また、前者の転位をステレオマイオグラフィー、及び膜表面に垂直な方向からTEM観察すると、折れ曲がって水平になった部分は、TEMサンプル面（TEM写真面に相当）に対して約30度傾き、転位の持つバーガースベクトルbと平行であることが解った。つまり、前者の転位は、下地結晶層中に刃状キャラクタを持った転位が上層のGa<sub>0.5</sub>N結晶層に引き継がれた後、この結晶層中で折れ曲がり、螺旋のキャラクタに変化したものである。下地結晶層中の転位の70%以上を占めていた刃状転位は、殆どこのようなメカニズムで折れ曲がるため、大多数の転位がGa<sub>0.5</sub>N結晶層を貫通しなかったものと期待される。

【0100】一方、後者の転位については、TEM観察から混合転位であることがわかり、また、折れ曲がって基板と水平になった部分は前者の転位と異なり、もはや滑り面上には存在せず、TEMサンプル面にほぼ並行に存在する $[11-100]$ 方向に平行に走っていることが解った。また、このような後者の転位はファセットを起点として折れ曲がっていた。

【0101】このことから、下地結晶層中で混合転位だった転位は、上層のGa<sub>0.5</sub>N結晶層に引き継がれた後、ファセットを起点として折れ曲がり、ファセットの成長に伴って基板と水平方向に伝播しているといえる。

【0102】以上に説明した転位の構造を図示すると図4のようになる。

【0103】次に、さらに詳細に、マスク上領域での転位構造ならびに結晶構造について説明する。

【0104】図5は、Ga<sub>0.5</sub>N結晶膜5中のマスク上領域の欠陥構造を表す断面のTEM写真である。マスクのストライプ方向はGa<sub>0.5</sub>N結晶の $[11-20]$ 方向に沿っており、TEM像はそのストライプ方向に平行に観察したものである。注目すべき点は、図中にD1、D2で示したように、マスクの中央部および端部から $[0001]$ 方向に伸びた欠陥が存在していることである。こうした欠陥はマスク方向が $[11-100]$ のものでも存在することを確認した。

【0105】図6(a)及び(b)は、それぞれD1欠陥部分をクローズアップし、異なる回折ベクトルgで観察したTEM像である。これより、D1欠陥は2種類の転位群から構成されていることがわかる。その一つは図6(a)で観察される、TEMサンプル表面（紙面）に垂直に走り $[0001]$ 方向に沿ってバイルアップした転位素片であり、そのコントラストは図6(b)の回折ベクトルgでは消滅している。これらは、転位群が $[11-20]$ 方向に走り $[0001]$ 方向に整列し、いずれも $[0001]$ 方向に垂直なバーガースベクトルbを持つことを示している。他の転位群は、図6(b)で顕著に観察されるような、 $[0001]$ 方向に沿って走る転位である。

【0106】まず、前者の転位群について詳細に解析していく。図7(a)及び(b)はそれぞれD1欠陥を $[11-20]$ 方向から観察した際の高分解TEM像およびそれに対応する透過電子線回折図形である。図7(a)では輪切り状の転位が、図6(a)と同様に $[0001]$ 方向に周期的に整列している様子が観察される。その整列した面を境界とした両側の結晶の格子縞の傾きを注意深く観察すると、図7(a)の挿入図に示すようになっていることが解った（図中の矢印は結晶のc軸を示し、傾きは誇張して描いてある）。また、図7(b)の回折図形においてもスプリットした回折スポットが観察され、高次の回折サイトほどスプリット間隔が広がっている。以上の結果から、D1欠陥は、 $[11-20]$ 方向にその回折軸をもつ小傾角粒界の性質を持つと結論できる。

【0107】この小傾角粒界を構成する転位群のバーガースベクトルbは、図7(c)に示す方法で直接決定した。結晶中に転位が存在する場合、転位を含むようにして原始的周期でサーキット（バーガースサーキット）を描くと転位のバーガースベクトルbを検出することができる。図7(c)は、Sを起点として転位芯の左→上→右→下というように左右、上下の辺の長さが等しくなるようにバーガースサーキットを描いた結果であり、転位の存在によって終点のFと起点のSとの間にズレが生じている。ここで、起点Sから終点Fに向かい $3^{1/2}a/2$ （aはGa<sub>0.5</sub>N六方晶格子のa軸ベクトルで $\langle 11-100 \rangle$ 方向に平行なベクトル）を描くと、FとSが一致する。このことから、D1欠陥は、 $[11-20]$ 方向にその回折軸をもつ小傾角粒界の性質を持つと結論できる。

21

20>/3に相当)の絶対値を持ったベクトルが本転位のバーガースベクトルbとなる。但し、ここで得られたバーガースベクトルbは、あくまで転位の真のバーガースベクトルbの[11-20]方向への投影であることに注意を要する。こうした個々の転位に対する解析を、小傾角粒界を構成する殆どの転位に対して行った結果、この小傾角粒界を構成している転位は1種類であることがわかった。

【0108】この転位構造で着目すべき点は、転位によって形成される余剰半格子面が転位線の下側に存在していることである。図2でも明らかなように、転位の存在によって必ず余分な格子面が形成される。転位は通常「T」の記号で表示されることが多いが、この場合「T」の縦棒のように転位芯の下側に余剰半格子面が存在している。こうした余剰半格子面が個々の転位の下側に小傾角粒界中の転位の数だけ存在しているため、小傾角粒界の両側の結晶は図7(a)の挿入図のように傾くことになる。

【0109】同様の観察をD2欠陥に対しても行った。その結果、D2欠陥もD1欠陥と同様に小傾角粒界であることが判明した。しかながら、D1欠陥と異なる点は、第1に個々の転位の周期的配列間隔がD1欠陥のそれ(約7nm)に比べて2~4倍広いこと、第2に転位のバーガースベクトルbの絶対値はD1欠陥のそれと同値であるが逆向きになっていることである。つまり、余剰半格子面が転位線の上側に存在しているため、D2欠陥の場合、小傾角粒界の両側の結晶は図7(a)の挿入図とは異なり、c軸の方向が粒界面から離れるように傾いている。

【0110】以上の結果を総合して、マスク上の欠陥構造を単純に模式的に表すと図8に示すようになる。すなわち、D1、D2欠陥は共に小傾角粒界であり、それぞれを構成する転位は同値で逆向きのバーガースベクトルbを有するため、マスク上領域のc軸が開口部(成長領域3)上領域のc軸に比べて傾いた構造になっている。透過電子線回折図形から見積もったマスク上約2μm領域の平均的なc軸の傾きは約1度であった。個々の転位の間隔は膜の上部にいくに従って広くなり、D1欠陥はマスク上約5μm、D2欠陥はマスク上約2μm以上の領域では観察されなかった。小傾角粒界の傾きは、粒界内の転位の間隔が広くなるに従って小さくなるので、マスク上のc軸の傾きも個々の転位間の増大とともに減少し、結局消失することになる。

【0111】次に、D1、D2欠陥を形成する転位の起源および構造について説明する。前述のとおり、GaN結晶膜中には主として2種類の転位が存在する。一つは、下地結晶膜中の刃状転位を引き継ぎ上層のGaN結晶膜中で水平方向に折れ曲がった転位(以下「A転位」という。)、他の一つは、下地結晶膜中の混合転位を引き継ぎ同様に水平方向に折れ曲がった転位(以下「B転

22

位」という。)である。ここで、A転位のバーガースベクトルbは<11-20>/3で六方晶格子のa軸ベクトルと等価であることに注意する。先にも述べたように、小傾角粒界を構成する転位のバーガースベクトルbの絶対値は $3^{1/2}a/2$ であり、この値がa軸ベクトルと等価なバーガースベクトルbの[11-20]方向への投影値である可能性が高い。それゆえ、D1、D2欠陥を構成する小傾角粒界中の転位の起源はA転位であると考えられる。マスク上で開口部から成長した結晶が合体する前のファセット表面には、折れ曲がったA転位の水平部分が突き出していると考えられるが、ファセットが合体した時点でその転位が結晶中に取り込まれD1、D2欠陥が形成されたものと考えられる。

【0112】次に、図6(b)に観察されたD1欠陥中に含まれるもう一つの転位群について説明する。TEM解析によれば、これらの転位群はバーガースベクトルbが<11-23>/3タイプの転位であることがわかった。さらに図6(b)では、矢印に示したような折れ曲がった形状の転位がしばしば観察された。こうした形態からこれらの転位群の起源はB転位であり、GaN結晶のファセットの成長時に横方向に伝播してきたB転位が、ファセットが合体したD1欠陥の位置で再度縦方向に伝播したのと考えられる。原理的には、先に述べた小傾角粒界を構成する転位は、GaN結晶膜の表面と平行な面上に存在するため、貫通転位密度を上昇させることにはならない。しかし、B転位の縦方向への再伝播によって、開口部上と比較してマスク上における貫通転位密度が大きくなり、これが結果的にGaN結晶膜中の残留貫通転位の起源になると考えられる。

【0113】<膜厚と転位密度の推移>次にGaN結晶膜の膜厚と転位密度の推移について説明する。

【0114】前述の説明から、A転位はGaN結晶膜中で横方向に折れ曲がって、マスク上領域で小傾角粒界を構成する。小傾角粒界が膜表面に平行に走る転位群から構成されるため、一旦折れ曲がったA転位は最終的に結晶外に達するまで膜表面に平行に存在しているといえる。つまり、A転位は小傾角粒界の長さ以上、すなわちここで示した測定サンプル中では下地結晶層2とGaN結晶層5の界面から5μm以上には存在しない。さらに、A転位が最初に横方向に折れ曲がるのは、マスク開口部上であり、ファセットが形成されその断面が三角形のGaN結晶が成長し終わる前の段階である(図4参照)。したがって、A転位の密度は、開口幅で大きさが決定されるファセットの三角形の高さ以上の膜厚部分で急激に減少することになる。

【0115】一方、B転位の伝播履歴は、まずファセット面6で横方向に折れ曲がってマスクの中央に向かい、マスク中央部で再度縦方向に折れ曲がって上部へ伝播するため、原則的には開口部からの転位密度をそのまま引き継ぐことになる。



【0116】上記観点から、本発明に従って形成したGaN結晶膜の転位構造を図17に模式的に示した。ここでは転位の代表的な構造が描かれており、主にA転位(c面に対して平行な変位ベクトルを持つ転位)とB転位(c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位)が存在する。図では、マスク中央のストライプ方向に沿って走る転位は、それぞれ単独に存在するように描かれているが、下記のマスク形成状態等の成長条件によっては、マスク端でストライプ方向に曲がったA転位とつながっているものも存在していた。

【0117】以下、転位構造に起因する、膜厚に依存する膜表面の転位密度の推移を述べる。

【0118】まず、各転位の全転位密度に対する割合の推移については、本発明によるGaN結晶膜中では、図17に示すような上記転位構造によって、上層領域(低転位密度層)において、A転位(c面に対して平行な変位ベクトルを持つ転位)すなわち下地結晶中の刃状転位であった転位が減少し、B転位(c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位)すなわち下地結晶2中の混合転位であった転位はそのまま上部層へ引き継がれるため、全転位数に対するA転位の割合は少なくなり、反

してB転位の割合が多くなる。

【0119】ここでは、上記TEM観察によってGaN結晶膜中の転位のキャラクタを判別した結果、従来の一般的な方法でサファイア基板上に直接成長したGaN結晶膜中では、B転位の割合が30%以下であったのに対して、マスク幅、開口部幅、マスク周期に対する開口部幅の割合、マスクのストライプ方向を変化させることで全転位数に対して少なくとも50%以上がB転位となる領域が存在することを確認した。

【0120】次に、全転位密度の推移については、まず、膜表面が平坦になった直後に観察される、上記混合転位の伝播履歴を反映した転位分布について述べる。図9は、エッチビット法により膜表面に突き出た転位を検出した結果を示すグラフであり、縦軸にはエッチビット密度、横軸にはストライプ方向に垂直な方向の距離をとり、厚さの異なる2種類のGaN結晶膜について示されている。膜表面が平坦になった時点の膜厚37μmでは、マスクストライプの周期に対応した転位密度の増減が確認される。しかしながら、こうした周期的分布も膜厚の増大とともに消失し、膜厚95μmでは観察されない。

【0121】図10は、GaN結晶膜表面で検出された全エッチビット密度を膜厚に対してプロットしたグラフである。膜厚が30μm以内における転位密度の急激な減少は、A転位が前述の機構で横方向に伝播して結晶外へ掃き出されたためである。一方、残った転位は膜厚の増加と共に緩やかに減少していくことがわかる。

【0122】上記の転位構造から、下地結晶膜内における転位密度や転位キャラクターが、最終的な結晶中の全

転位密度、特に上層領域中の全転位密度に対して大きな影響を与えることがわかる。たとえば、下地結晶膜内における混合転位(c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位、B転位)を少なくすることができれば、あるいは下地結晶膜内の全転位密度を低減できないまでも混合転位の比率を低減することができれば、最終的にはより全転位密度の少ないGaN結晶を得ることができる。混合転位を削減させるための手段として、好ましくは、異種基板結晶上にGaN系結晶を成長させる際に、最初に六方晶GaNの島状成長が生じるように成長条件を選ぶことが望ましい。このとき、この島状結晶の表面が原子的に平坦で、原子的ステップ(段差)が生じない結晶を成長させることがより好ましい。この成長条件として、例えば、異種基板結晶表面をGaN成長前に十分に窒化させること、あるいは、基板結晶の表面の面方位として(0001)などの低指数面からできるだけ傾きを少なくすることなどが有効である。

【0123】<転位密度の測定>転位密度の計数方法には主として二つの方法がある。第一は透過電子顕微鏡によって結晶中の転位を直接観察し、その数を計測する方法である。本発明に記載したような、エピタキシャル薄膜中の貫通転位に対しては、断面観察(膜表面に垂直な方向に沿う観察)と平面観察があるが、転位密度を計数する場合は、精度上、平面観察が望ましく、かつできるだけ広い範囲を観察することが必要である。

【0124】第二は膜表面に貫通転位が突き出した部分を化学溶液によって選択的にエッチングし、結果的に形成された窪み(エッチビット)の数を光学顕微鏡もしくは走査電子顕微鏡を用いて計数する方法である。この場合、上記透過電子顕微鏡法に比べて広い範囲を計数対象領域にすることができるため、統計的に信頼性の高い値を得ることができる。但し、エッチビットと貫通転位が一对一に対応することの確証が必要であり、あらかじめ化学溶液を適切に選択し、エッチビット形成のためのエッチング条件を精度良く決定しておかなければならない。

【0125】<GaN系半導体装置の製造>GaN系半導体装置の製造の一実施形態について図11を参照して説明する。本実施の形態は、上記のようにして作製されたGaN結晶膜上にGaN系半導体素子を作製するものである。特に、GaN系半導体発光素子の作製について説明する。

【0126】まず、上記のGaN結晶膜の成長方法に従って、基板1上にn型GaN結晶膜65を形成する(図11(a)及び(b))。

【0127】次に、このn型GaN結晶膜65上にGaN系半導体発光素子の素子構造を作製する。n型GaN結晶膜65が形成された基板をMOCVD装置にセットし、所定の温度、ガス流量、V族元素/III族元素比で、n型GaN層66、n型AlGaNクラッド層6



7、n型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層68、アンドープInGa<sub>0.9</sub>N量子井戸層とアンドープInGa<sub>0.9</sub>N障壁層からなる多重量子井戸構造活性層69、p型AlGa<sub>0.9</sub>N層70、p型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層71、p型AlGa<sub>0.9</sub>Nクラッド層72、p型Ga<sub>0.9</sub>Nコンタクト層73を順次形成して発光素子構造を作製する(図11(c))。

【0128】次に、発光素子構造を形成した基板を研磨器にセットし、基板1、下地結晶膜2、マスク4及びGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の一部を研磨してn型Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜65を露出させる。露出したGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の面、すなわちGa<sub>0.9</sub>N系半導体発光素子裏面側にn型電極74を形成し、表面側にp型電極75を形成する(図11(d))。

【0129】本実施の形態により以下の効果が得られる。

【0130】本発明のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜上にGa<sub>0.9</sub>N系半導体素子構造を成長することにより、従来のサファイア基板を用いた成長で問題となっていたGa<sub>0.9</sub>N系半導体素子構造におけるエピタキシャル成長膜の結晶性が改善でき、素子特性を向上させることができる。

【0131】特にGa<sub>0.9</sub>N系半導体発光素子の場合においては、裏面に電極を形成することができるため、従来のようにドライエッチング等の複雑な作製工程で電極をGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の表面に形成することなく素子を作製でき電極作製工程が簡略化できる。

【0132】またGa<sub>0.9</sub>N系半導体発光素子がGa<sub>0.9</sub>N系半導体レーザの場合は、結晶欠陥が少ないGa<sub>0.9</sub>N結晶厚膜を形成した後に、基板、マスク等を除去することで、劈開によりGa<sub>0.9</sub>N系半導体レーザ構造の共振器ミラー面を形成できる。サファイアとGa<sub>0.9</sub>N結晶とは結晶の劈開面が異なるため、従来、サファイア基板上に作製したレーザ構造の共振器ミラーは劈開により形成することが困難であった。これに対し、本発明では結晶欠陥が少ないGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65を厚く成長することができるため、サファイア基板やマスクを除去してもGa<sub>0.9</sub>N結晶膜上に形成したGa<sub>0.9</sub>N系半導体レーザ構造には影響はなく、またGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65上のレーザ構造は劈開により共振器ミラー面を形成できる利点を持っているため、従来のドライエッチング等による複雑な工程で共振器ミラー面を形成したものに比べ大幅に簡略化でき歩留まりも大幅に向上できる。

【0133】なお、上記の説明では、Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜上にGa<sub>0.9</sub>N系半導体素子の積層構造を作製した後に基板1とマスク2とGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65の一部を除去したが、Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜を形成し基板1とマスク2とGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65の一部を除去した後にGa<sub>0.9</sub>N系半導体素子の積層構造を作製してもよい。

【0134】またGa<sub>0.9</sub>N系半導体素子としては、Ga<sub>0.9</sub>N系半導体レーザやGa<sub>0.9</sub>N系LED等のGa<sub>0.9</sub>N系半導体発光素子の他にFETやHBTなどのデバイスにも適用可能である。

【0135】<Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜の転位のキャラクタ組成>前記のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の成長方法に従ってサファイア基板上に成長したGa<sub>0.9</sub>N結晶膜において、サファイア基板とマスクを含む下層領域が除去されたGa<sub>0.9</sub>N結晶膜は、含有される転位の過半数がGa<sub>0.9</sub>N結晶のc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位(B転位)であることが、前記のTEMによる解析で確認された。これに対して従来の一般的な方法でサファイア基板上に直接成長したGa<sub>0.9</sub>N結晶膜(サファイア基板を除く結晶層領域)中では、B転位の割合が30%以下であった。また、本発明のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の上層領域(サファイア基板とマスクを含む下層領域が除去された結晶領域)中のA転位(Ga<sub>0.9</sub>N結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ転位)の全転位数に対する割合は、従来のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜中のそれに対して少なくなっており、本発明の結晶膜の上層領域中に含有される転位は、ほぼB転位とA転位のみであった。

【0136】本発明のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜は上記の特徴的な転位構造を有するため、Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜中のB転位の割合が増大していることはA転位が低減、すなわち全転位の密度が低減していることを意味する。よって、半導体レーザ等の半導体装置の用途に好適なGa<sub>0.9</sub>N結晶膜は、B転位がGa<sub>0.9</sub>N結晶膜に含有される転位中の50%以上であることが好ましい。また、このGa<sub>0.9</sub>N結晶膜中のA転位の全転位数に対する割合は50%未満であることが好ましい。さらにA転位の転位密度は $1 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 未満であることが好ましい。このGa<sub>0.9</sub>N結晶膜中の全転位の転位密度は $2 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 以下であることが好ましく、 $1 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であることがより好ましい。

【0137】また、サファイア基板とマスクを含む下層領域を除去して好適なGa<sub>0.9</sub>N結晶膜を得るためには、サファイア基板上へ形成するGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の膜厚は、20 $\mu\text{m}$ ~1mmが好ましく、80 $\mu\text{m}$ ~500 $\mu\text{m}$ がより好ましい。また、基板とともに除去する下部領域のGa<sub>0.9</sub>N結晶膜の厚さは300 $\mu\text{m}$ 以下が好ましく、5~150 $\mu\text{m}$ がより望ましい。下地結晶層を形成している場合はサファイア基板等の除去とともに下地結晶層も除去することが好ましい。

【0138】以上は、Ga<sub>0.9</sub>Nからなる結晶膜について説明したが、本発明はウルツ鉱型結晶構造を有するIII族元素窒化物半導体であれば適用可能である。Ga<sub>0.9</sub>N以外のIII族元素窒化物半導体としては、InGa<sub>0.9</sub>N、AlGa<sub>0.9</sub>N、InN等が挙げられる。なお、ボロンと窒素からなるIII族元素窒化物半導体の結晶構造は立方晶であるが、III族元素窒化物半導体にボロンが含有されていても、ウルツ鉱型結晶構造を保てる含有量の範囲であれば本発明に包含される。

【0139】<III族元素窒化物半導体ウェーハ>半導体レーザ等の半導体装置に好適なIII族元素窒化物

半導体、すなわちⅢ族元素窒化物半導体ウェーハは、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトル（バーガースベクトル）を持つ転位（B転位）が、同じ層領域中の転位の50%以上である層領域を有する。この層領域の全転位数に対するB転位の割合は、60%以上が好ましく、70%以上がより好ましい。さらに70%～90%の範囲にあることが好ましい。本発明においては、層領域中の転位が最も低減された理想的な状態はB転位以外の転位（特にA転位）の発生を完全に抑えた状態であるため、B転位の割合の最も好ましい値は100%であり、これがB転位の割合の上限でもある。

【0140】また、半導体レーザ等の半導体装置に好適なⅢ族元素窒化物半導体ウェーハは、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に平行な変位ベクトルを持つ転位（A転位）が、同じ層領域中の転位の50%未満である層領域を有する。この層領域の全転位数に対するA転位の割合は、40%未満が好ましく、30%未満がより好ましい。さらに30%～10%の範囲にあることが好ましい。本発明においては、層領域中の転位が最も低減された理想的な状態はB転位以外の転位の発生を完全に抑えた状態であり、特にA転位の発生を完全に抑えた状態が好ましい。

【0141】また、半導体レーザ等の半導体装置に好適なⅢ族元素窒化物半導体ウェーハは、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位（B転位）が、同じ層領域中の転位の50%以上であり、該c面に平行な変位ベクトルを持つ転位（A転位）が50%未満である層領域を有する。B転位が60%以上でA転位が40%未満であることが好ましく、さらにB転位が70%以上でA転位が30%未満であることがより好ましい。

【0142】本発明のⅢ族元素窒化物半導体ウェーハ中の全転位密度は、結晶品質の向上の上では低ければ低いほど良いが、実際には、マスク上で横方向に成長（選択横方向成長（ELO成長））する前のGaN結晶領域や下地結晶膜、基板中に存在する転位密度や、ELO成長前における全転位中のA転位の存在比率にも依存するため、 $2 \times 10^8 / \text{cm}^2$  以下が好ましく、 $1 \times 10^8 / \text{cm}^2$  以下がより好ましく、 $5 \times 10^7 / \text{cm}^2$  以下がさらに好ましい。

【0143】なお、B転位の存在比率はA転位が減少した分だけ増加することになるため、高ければ高いほど良いが、ELO成長前のGaN結晶領域や下地結晶膜、基板中に存在する全転位に対するA転位の存在比率や、横方向成長後に結晶膜を比較的厚く成長した場合に生ずる転位同士の再反応機構等にも影響を受ける。

【0144】また、上記本発明のⅢ族元素窒化物半導体ウェーハにおいては、ウルツ鉱型結晶構造における転位密度が、c軸の一方向に従ってほぼ単調に減少して

いる層領域を有することが好ましい。

【0145】A転位とB転位の上記の転位キャラクタ組成を持つ層領域を有する本発明のⅢ族元素窒化物半導体ウェーハとしては以下の形態が挙げられる。

（a）結晶成長に用いた異種基板を一主面に有するⅢ族元素窒化物半導体結晶膜。

（b）結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去されたⅢ族元素窒化物半導体結晶膜。

（c）結晶成長に用いた異種基板を一主面に有し、他の主面にさらに結晶層が形成されたⅢ族元素窒化物半導体結晶膜。

（d）結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去された上記（c）のⅢ族元素窒化物半導体結晶膜。

【0146】なお、形態（b）において、結晶成長に用いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の下層領域を除去することにより、結晶膜の全領域が、A転位とB転位の上記転位キャラクタ組成を持つ層領域である結晶膜を得ることができる。

【0147】また、形態（d）において、結晶成長に用いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の下層領域を除去することにより、Ⅲ族元素窒化物半導体結晶膜の層領域が、A転位とB転位の上記転位キャラクタ組成を持つ層領域である結晶膜を得ることができる。

【0148】異種基板としては、サファイア基板が最も好ましいが、Si基板、ZnO基板、SiC基板、LiGaO<sub>2</sub>基板、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>基板等を用いることもできる。

【0149】＜マスクの表面処理による転位形成の制御＞本発明によれば、選択横方向成長（ELO成長）を利用してⅢ族元素窒化物半導体結晶膜を形成する際、基板上のマスクの表面処理を行うことによって、Ⅲ族元素窒化物半導体結晶中の転位構造を制御することができる。この転位制御により、上記の好ましい転位キャラクタ組成を有する、全転位密度が低減され欠陥の少ない高品質なⅢ族元素窒化物半導体ウェーハを得ることができる。

【0150】以下に、この転位形成の制御のメカニズムについてGaN結晶膜を例にとって説明する。

【0151】図12（a）は、GaN結晶のELO成長において、表面が平坦な結晶膜が形成される前であって、且つマスク上でファセットを持つGaN結晶が会合し合体する前の典型的な状態を表した、マスクストライプ方向に垂直な模式的断面図である。マスク上の結晶領域内の転位は図中に「⊥」で示すように、いずれも余剰半格子面が上側に存在するようにマスクストライプ方向に沿って伝播し配列している。図12（b）は上記の転位の履歴を表す模式図であり、図12（a）をGaN結晶のc軸に沿った方向から見た部分平面図である。

【0152】これらの図が示すように前述のTEMによ

る解析結果から、本発明による GaN 結晶膜中の転位の形態においては、サファイア基板上で c 軸方向に沿って存在していた刃状転位、すなわち GaN 結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持つ転位 (A 転位) が、開口部からさらに成長した領域で折れ曲がって c 面内をマスクに向かって伝播し、再度曲がってマスクストライプ方向に沿って伝播している。言い換えれば、A 転位のマスクストライプ方向に沿う再伝播をより促進することによって、マスク上での結晶の会合・合体時に生じやすい c 軸方向への伝播、つまり膜表面へ貫通する転位を抑制することが可能になり、結果的に A 転位の貫通転位密度を減少させることができる。

【0153】次に、A 転位の c 面内でのマスクストライプ方向に沿う再伝播をより促進するためのメカニズムを説明する。

【0154】A 転位の c 面内でのマスクストライプ方向に沿う伝播挙動は、結晶内でマスクストライプ方向に垂直に働く剪断応力で決定され、その剪断応力は主として ELO 成長中の GaN 結晶とマスクとの界面に働く力によって引き起こされる。また、図 12 (a) に示すような各転位の余剰半格子面が上に存在する形態は界面を圧縮する力が働いている場合にもたらされ、その圧縮力の増大とともに A 転位のマスクストライプ方向に沿う伝播がより促される。

【0155】こうした圧縮力は、マスク材料物質や GaN 結晶の表面に働く表面張力、GaN 結晶とマスク間の界面張力の大きさを変化させることによって制御することが可能である。

【0156】図 13 はマスク表面、ファセット表面、GaN/マスク界面の三重点に作用する各表面 (界面) 張力 (それぞれを  $\gamma_m$ 、 $\gamma_s$ 、 $\gamma_{ms}$  とする) を表した図である。

【0157】GaN/マスク界面に働く正味の圧縮力  $F$  ( $>0$ ) は、ファセット表面と GaN/マスク界面のなす角を  $\theta$  とすると

$$F = \gamma_{ms} + \gamma_s \cos \theta - \gamma_m$$

で表される。

【0158】この式から明らかなように、 $\gamma_{ms}$  の増加、 $\gamma_s$  の増加、 $\gamma_m$  の減少とともに圧縮力  $F$  の値は大きくなる。

【0159】 $F$  値、すなわち圧縮力を増大させる方法の一例は、マスクの表面処理によって  $\gamma_m$  の低下を図ることである。それにより、ELO 成長の際の結晶膜中に働く結晶内剪断応力が増大し、A 転位のマスクストライプ方向に沿う再伝播が促進されることになる。

【0160】転位がファセット表面に突き出している、その転位は ELO 成長が進行してファセットが会合した時に再度 c 軸方向へ伝播する可能性を持っている。こうした転位は会合後の GaN 結晶層の成長とともに表面へと伝播する性質を持つため、膜表面への貫通転位密

度を増加させてしまう。

【0161】そこで、マスクの表面処理を行う本発明によれば、ファセットが会合する前のマスク上結晶内における A 転位の多くは、上記メカニズムによってマスクストライプ方向に沿って存在するため、ファセット表面に突き出る転位の数は格段に少なくなる。そのため、ファセットがマスク上で会合したときに c 軸方向へと伝播する転位の数が低減され、その結果、A 転位の貫通転位密度を低下させることができる。

【0162】一方、GaN 結晶の c 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持ち、且つ c 面内に存在する B 転位は、たとえ上記の剪断応力が結晶内に生じたとしても A 転位のような挙動は示さない。これはマスク上結晶領域の B 転位の变位ベクトルが、転位が容易に移動することのできる滑り面上に存在しないためである。したがって、B 転位は、A 転位に比べて転位終端がファセット表面に突き出る確率が高くなる。この状態をもってファセットが会合すると、B 転位は会合部で再度折れ曲がって c 軸方向へと伝播する可能性が高くなり、形成された GaN 結晶膜中で貫通転位として残留することになる。

【0163】以上の原理から、主として A 転位が減少した分だけ、GaN 結晶膜中の全貫通転位密度が減少し、かつ全貫通転位密度に対する B 転位の存在比率は増加することになる。

【0164】<マスク表面の清浄化処理>マスク表面の表面張力  $\gamma_m$  を低下させる方法として、マスクを形成した後に、マスクの表面を清浄化する方法が挙げられる。マスク表面を清浄化する方法としては、バッファード・フッ酸等を用いたウェットエッチング、ラジカルイオンビームやイオンビームを用いた物理的・化学的エッチング等のドライエッチング、オゾン照射、紫外線照射、還元性雰囲気下での熱処理などが挙げられる。また、これらの処理を組み合わせてもよい。

【0165】還元性雰囲気下での熱処理としては、例えば水素雰囲気下で 400℃～800℃程度に加熱することにより行われる。アッシング等によるレジスト剥離などフォトリソ工程においてマスク表面に付着した酸化物等からなる不純物化合物は、この加熱還元処理によって、還元され、揮発性の高い元素あるいは化合物に変換され、マスク表面から除去される。

【0166】上記清浄化処理の中でも特に、表面を一定量エッチングして新しい清浄面を露出させる処理を行うことが好ましく、そのような処理としてはエッチング処理が好ましい。表面を一定量エッチング除去する際、そのエッチング除去量は、表面から 1～500nm 除去することが好ましく、10～200nm 除去することがより好ましい。

【0167】このような清浄化処理を行うことによって、マスク形成の際に発生しマスク表面に付着した不純物を除去することができ、その結果、マスク表面の表面

エネルギー、すなわち表面張力 $\gamma$ を低下させることができる。このような効果は、マスクをフォトリソグラフィを用いて形成した場合に顕著に現れる。上記方法によれば、フォトリソグラフィ工程における $\text{SiO}_2$ 等のマスク材料の残渣や、レジスト材料の残渣、これらの残渣等から形成される不純物をほぼ完全に除去することができる。

【0168】また、これらの清浄化処理の前処理として、エチルメチルケトンやエタノール、メタノール等の有機溶剤を用いた溶解処理を行ってもよい。さらにこの溶解処理の際に超音波洗浄を行ってもよい。また、酸化剤や還元剤による表面汚染物の除去処理を行ってもよい。また、水またはガス吹き付けによる高圧ブローを行うこともできる。これらの前処理の際、適宜、純水による水洗を行うことが好ましい。

【0169】以上は、マスク材料として $\text{SiO}_2$ を用いた場合の表面浄化処理について説明したが、マスクは $\text{SiO}_2$ に限られるものではなく、 $\text{SiN}_x$ 、W等の他のマスク材料を用いた場合でもマスクの表面エネルギー、すなわち表面張力を低減することにより同様な効果が得られる。

【0170】＜ウェーハからの異種基板の除去＞得られたウェーハを用いて素子形成を行う際、ウェーハからサファイア等の異種基板を取り去ってからエピタキシャル成長を行えば、前記の反りにともなう問題はすべて回避される。すなわち、ウェーハを細分化することなく露光その他の素子形成プロセスを行うことができ、劈開も容易に行うことができ、さらに裏面（異種基板側の面）に電極の形成もできることになる。かつ、ダブルヘテロ構造（DH構造）等の素子構造の形成のためのエピタキシャル成長時のホルダーへの設置の困難さや温度分布の発生の問題も回避される。

【0171】反りが大きい場合は、エピタキシャル成長層、あるいは更にその上にDH構造等の素子構造を形成したウェーハの表面にパターン形成しようとしてもウェーハ全面で精度を得ることが困難である。精度良いパターンを形成しようとするればウェーハを小面積になるように例えば5mm角程度にウェーハを切り刻んだ後に露光をするなどの工夫をしなければならぬことは既に前記本発明の課題においても述べた。

【0172】本発明のウェーハは、サファイア等の熱伝導特性に優れた材料を異種基板に用いた場合には後に形成されるデバイスのヒートシンクとしてそのまま利用することが可能であり、反りの問題を考慮しても異種基板を残しておくことが有利な場合もある。

【0173】しかし、大型ウェーハを用いたプロセスにおいては、反りの問題が大きいため、デバイス形成前に異種基板を除去することが好ましい。 $\text{GaN}$ に代表される窒素原子をV族元素とした光デバイス、とりわけ半導体レーザの場合に発生する劈開や裏面電極配置における

前記問題の解決には異種基板を取り除くことが必要である。

【0174】すなわち、本発明のIII族元素窒化物半導体ウェーハは、少なくとも異種基板についてはすべてを除去することが好ましい。その結果、一主面にストライプ状の絶縁物を有するIII族元素窒化物半導体ウェーハが得られる。また、このストライプ状の絶縁物からなるマスクについては、残すことでデバイス形成プロセスでの目合わせに使うこともできるが、先に述べた裏面に電極を形成する点からは取り除いた方が好ましい。また、異種基板上に下地結晶層を形成していた場合はこの下地結晶層も除去することが好ましい。すなわち、異種基板とともに、バッファ層があればこれも取り除き、さらにマスクも除去することがより好ましい。

【0175】なお、マスクを選択エッチング、例えばマスク材料が $\text{SiO}_2$ の場合には希フッ酸等で取り除くと、ストライプ状の溝がウェーハの裏面に残る。その結果、一主面にストライプ状の食刻パターンを配したIII族元素窒化物半導体ウェーハが得られる。この食刻パターンは、マスクパターンに従って形成されるため、この食刻パターンのストライプ方向が＜11-20＞又は＜1-100＞方向であるIII族元素窒化物半導体ウェーハが好ましいウェーハとして得られる。このマスクの跡であるストライプ状の溝は、デバイス形成プロセスでの目合わせに使うことができる。但し、ウェーハ裏面にこうした溝等があればゴミや汚れがつきやすく、かつ取りにくくなる場合もあるため、マスクを除去した後、裏面が平坦になるように研磨あるいは研削を行うことが好ましい。

【0176】＜異種基板の除去方法＞次に、異種基板を取り除く方法について具体例を挙げて説明する。ここでは約250 $\mu\text{m}$ 厚の $\text{GaN}$ 結晶をサファイア基板上に成長して得られたウェーハを研磨してサファイア基板を除去した例を説明する。

【0177】まず、 $\text{GaN}$ 結晶側の表面（ウェーハ表面）を粘土状のいわゆるコンパウンドで保護する。次に露出したサファイア表面（ウェーハ裏面）をサンドブラスト法によって研磨する。サンドブラスト法は良く知られているように研磨面にジルコニア、アルミナ、炭化珪素などの粒子をノズルから高速で衝突させるものであるため、曲面をもった素材の高速の研磨に適した方法である。高速で研磨しようとするれば粒径の尺度として500番程度のものを用い、低速で研磨する場合は3000番程度の粒径の小さなものを用いることが好ましい。また、粒子の材料としてはジルコニアが好ましく、サファイア以外の炭化珪素、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ などからなる異種基板についても良好な研磨性が得られた。

【0178】このサンドブラストによる研磨はサファイア基板の厚さが50 $\mu\text{m}$ 厚程度になるまで行った。この後、コンパウンドを取り去ると反りは著しく軽減されて

いた。同時にサファイア基板にはクラックが多数発生しており、サファイア基板が薄くなった以上に反りの軽減が加速されていた。

【0179】クラックの発生はサファイア基板の厚さが100 $\mu$ mでも発生し、実質的に反りが解除される。

【0180】サンドブラスト法による研磨、コンパウンド除去後においてクラックの発生がない場合には反りはかなり残存している。しかし、この場合においてもドライアイスや液体窒素などの寒剤に曝することによってウェーハ温度を下げるとサファイア基板にクラックが発生し、反りを低減できる。

【0181】クラックを発生させて実質的に反りを解除するための条件は、III族元素窒化物半導体エビタキシャル層の厚さ100～500 $\mu$ mにおいては、異種基板の厚さがそのエビタキシャル層の厚さの2分の1以下であることが好ましい。厚めの異種基板を用いて結晶成長し、エビタキシャル層の厚さの2分の1以下になるまで異種基板を研磨してもよいし、所定のエビタキシャル層の厚さの2分の1以下の厚さの異種基板を用いてエビタキシャル成長を行ってもよい。例えば、厚さ200 $\mu$ mのサファイア基板上に厚さ500 $\mu$ mのGa<sub>0.9</sub>N層をエビタキシャル成長させた場合、成長温度から室温に降温する段階でサファイア基板にクラックが発生し、反りが軽減される。たとえクラックが発生しなくても寒剤に浸して温度を下げれば、容易にクラックが発生して反りが軽減される。

【0182】なお、サファイア基板のサンドブラスト研磨はサファイア基板を完全に取り除くまで行ってもよいが、サンドブラスト法によるGa<sub>0.9</sub>N層への損傷をなるべく避けるために10 $\mu$ m厚程度のサファイア基板を残しておくといよい。

【0183】以上のようにして反りが解除されたウェーハは、Ga<sub>0.9</sub>N成長面（ウェーハ表面）にて通常の研磨用重しに平らに張り付けことができ、サファイア基板、下地結晶層、選択成長用マスクを常法により研磨除去することができる。その結果、Ga<sub>0.9</sub>Nエビタキシャル層のみからなるウェーハが得られる。実際には、選択成長用マスクが露出した時点からウェーハ全体の厚さをモニターしながらGa<sub>0.9</sub>Nエビタキシャル層に至るまで研磨を行った。

【0184】なお、このような研磨の際、選択成長マスクまで研磨せず、マスクが露出した時点で研磨を停止し、マスクをエッチングで取り除いてもよい。マスク材がSiO<sub>2</sub>ならば希フッ酸ですぐに除去することができる。

【0185】また、後述するが、半導体レーザ等のデバイスの作製のためには、マスク近傍の領域は比較的転位密度が大きいため、この領域を含む層領域（以下「高転位密度層」という。）を上記研磨の際に除去することが好ましい。

【0186】また、Ga<sub>0.9</sub>Nエビタキシャル層のみからなるウェーハの厚みとしては、200 $\mu$ m程度以上あれば、後に述べるその上へのDH構造の形成や各種デバイス作製プロセスに必要な十分な強度が得られる。

【0187】＜青色半導体レーザの作製＞次に、上記のようにして得られた1インチ直径のGa<sub>0.9</sub>Nエビタキシャル層のみからなるウェーハを基板（以下「Ga<sub>0.9</sub>N基板」という。）として、半導体レーザ用DH構造形成のためのエビタキシャル成長を行い、青色半導体レーザを作製した一例を説明する。

【0188】DH構造は種々のプロセスで形成可能であるが、ここではGaAs基板やInP基板等の導電性基板の上に形成された半導体レーザの製造プロセスとほぼ同様のプロセスを用いることができる。

【0189】図16に、Ga<sub>0.9</sub>N基板上に形成したDH構造を有する半導体レーザの共振器断面より見た構造断面図を示す。Ga<sub>0.9</sub>N基板201側よりケイ素添加n型Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>Nクラッド層202（厚さ0.5 $\mu$ m）、ケイ素添加n型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層203（厚さ0.1 $\mu$ m）、無添加In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N量子井戸層（厚さ30Å）と無添加In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N障壁層からなる7周期の多重量子井戸構造活性層204、マグネシウム添加p型Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>Nインジウム解離防止層205（厚さ200Å）、マグネシウム添加p型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層206（厚さ0.1 $\mu$ m）、マグネシウム添加p型Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>Nクラッド層207（厚さ0.5 $\mu$ m）、及びマグネシウム添加p型Ga<sub>0.9</sub>Nコンタクト層208（厚さ0.2 $\mu$ m）を連続してMOCVD法によって形成した。DH構造の最上層には酸化珪素膜209を形成し、幅10 $\mu$ mのストライプ状の電流注入用窓を形成し、この上にニッケルと金からなるp型電極210を形成した。212はレーザ光射出領域である。次に、p型電極面で研磨用重しに貼りつけ、Ga<sub>0.9</sub>N基板を研磨し、劈開可能な厚さ（通常、60 $\mu$ m～100 $\mu$ m）に仕上げた後、チタンとアルミニウムからなるn型電極211を裏面に形成する。この後、劈開によって共振器面を形成し、隣り合う電流注入用窓の中間で切断すれば青色レーザ素子ベレットが完成する。最終的に出来上がったレーザのストライプ長すなわち共振器間隔長は250 $\mu$ mとした。

【0190】このような上記プロセスの利点は、裏面に電極を形成する直前に、劈開可能な厚さまでウェーハを研磨すればよく、上部電流狭窄用ストライプ構造の形成や表面への電極の形成が厚いウェーハ状態で実施できるメリットがある。

【0191】＜レーザ特性＞以上のようにして作製した半導体レーザを室温（約25℃）でパルス動作させ、閾値を測定した。得られたレーザの閾値電流は120mA（電流密度～4kA/cm<sup>2</sup>）前後の良好な値を示した。これに対して、選択成長用マスクなしにサファイア

基板上に成長したGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>ウェーハを基板として作製したレーザは、50mA程度高い値を示した。

【0192】この理由については、転位密度が減ったこと、とりわけA転位密度が大幅に減少したためと考えられる。Ga<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>系では転位密度の高い結晶においても高い輝度の発光ダイオードが容易に得られることから、転位は少数キャリアの再結合センターとしての機能は小さいようである。しかし、半導体レーザでは閾値電流は十分に下らない。半導体レーザはよく知られているように活性層中での導波光に対して光学的利得を得る条件が達成されなくてはならない。しかし、前記のようにA転位は結晶中の小傾角粒界の発生原因であり、この小傾角粒界においては光散乱が起こりやすい。すなわち、A転位密度の大きな結晶においては小傾角粒界での光散乱が原因で導波光に対する光学的利得が上がらないために閾値を下げることができなかったと解釈される。逆に言えば、本発明によればA転位密度を大幅に減少できたことで、本発明のウェーハ上に成長したDH構造活性層中での導波光の散乱が減少し、高い光学的利得を得たことにより閾値の減少が達成されたと考えられる。

【0193】さて、閾値測定を行ったレーザはいずれもウェーハの中央部1cm直径内から劈開したもので共振器となる劈開面に傷等のないものを選別したものである。しかし、ウェーハ間で閾値のバラツキに特徴があり、これが2つに分類できることが判明した。閾値のバラツキの少ないものをA群のウェーハ、閾値にややバラツキがあるものをB群のウェーハとして以下説明する。

【0194】A群のウェーハでは各ウェーハにおいて閾値のバラツキは10パーセント内外であり、かつ最も大きい閾値のものでもウェーハ内平均値の120パーセントを超えるものは見つからなかった。B群のウェーハにおいても閾値のバラツキはやはり10パーセント内外であることには変わりがないが、特徴はウェーハ内平均値の1.5倍以上のものが10ないし20個に1つ程度の割合で生じることである。

【0195】A群ウェーハとB群ウェーハの差違について詳しく調べたが出来上がったレーザに関して特別な差違は見られなかった。そこで、DH構造エピタキシャル成長後のウェーハについて断面構造を調べてみた。この結果、A群ウェーハではGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板ウェーハ全断面にわたって低転位層となっているのに対し、B群ウェーハではGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板ウェーハ裏面付近に高転位層が存在していることが解った。

【0196】高転位層がどのようにDHエピタキシャル層に影響し、さらにレーザ閾値に影響するかについては現状ではよく解らない。しかし、以下に述べる理由がその原因だと考えられる。すなわち、前記したようにGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板ウェーハに高転位層が存在した場合には、DH構造エピタキシャル成長や後のプロセスにおける高温加熱時に高転位層で転位が反応したり、高転位層でウェーハ

面と水平に折れ曲がった刃状転位が再び、層厚に方向に折れ曲がってDH構造エピタキシャルに到達するためと考える。10ないし20個に1つの割合で閾値の大きなものができる理由は図9からも予想されることであるがストライプ選択成長マスクの周期で転位密度の変化がGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板エピタキシャル層の高転位密度層を含む初期成長層には存在し、この周期変化に応じた特に高密度の領域から延びた転位群が電流狭窄用ストライプ活性層領域に到達した場合に生じると考えられる。

【0197】従って、製造歩留まりや特性検査工数を考えた場合には高転位密度層を完全に除去したGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板を用意してDH構造エピタキシャル成長を行うことが好ましい。すなわち、半導体レーザの作製に用いるGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板としては、サファイア基板、下地結晶層、マスク、マスク近傍の高転位密度層までをすべて取り除いたものが好ましい。ただし、レーザ構造の形成のためのエピタキシャル成長の際には、Ga<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板に適度の厚みが要求されることを考慮することが必要である。

【0198】以上、サファイア基板上に成長したGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>ウェーハを基板に用いて作製したレーザの特性について述べたが、サファイア基板上に成長する際にAlを添加したGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>、すなわちAl<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>Nウェーハを基板として作製したレーザについてもレーザ特性を調べた。この場合、レーザの閾値電流は20mA程度低減するものが得られた。この場合のAl<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>Nクラッド層202の厚みは1.5μmとした。閾値電流の低減は、クラッド層202の厚膜化による光閉じ込め効果が原因と思われる、上部クラッド層207についても厚膜化すればさらに閾値電流や微分量子効率の改善が可能であると考えられる。

【0199】＜成長表面の平坦化による閾値の再現性向上＞半導体レーザのDH構造をエピタキシャル成長する場合にはGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板の表面状態について注意が必要である。注意する点はGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板の成長表面の平坦性で、成長表面が平坦でないとDH構造エピタキシャル層、特に活性層の平坦性が保持できない。活性層の平坦性の確保が重要なことは導波の点から考えれば明らかであるが、特に結晶学的に決まる劈開によって形成される共振器面と活性層面のなす角度が直角からズレることの方を危惧すべきである。この角度のズレがあると導波してきた光が共振器面で反射されてもどる場合に大きく損失し、しきい値を増大させるからである。この角度のズレの許容限界は1度を大きく下回ると考えられる。

【0200】一般に、Ga<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板の成長表面は100μm以上の厚いエピタキシャル成長後の表面であり、多くは成長縞やうねりがみられる。そこで、サファイア基板を除去し、マスクと共にマスク近傍の高転位密度層を取り除いたGa<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板を研磨用重りからはがして裏表を張り替え、Ga<sub>0.9</sub>N<sub>0.1</sub>基板の成長最上層を研磨して成長縞やうねりを取り除いてから、DH構造形成のためのエピタキ



シャル成長を行った。すなわち、ここでは、Ga N基板の成長終了面を研磨して平滑化した表面を主面としてDH構造形成のためのエピタキシャル成長を行った。このようにして作製されたGa N基板をウェーハに用いて作製されたストライプレーザの閾値はバラツキが小さく良好なレーザ特性が得られた。

【0201】別の形態として、DH構造形成のためのエピタキシャル成長を、サファイア基板、下地結晶層、マスク、及びマスク近傍の高転位密度層を取り除いて形成されたGa N基板の裏面（サファイア基板が存在していた側の面）に行き半導体レーザを作製した。すなわち、III族元素窒化物半導体ウェーハの表裏の2つの主面のうち転位密度の比較的高い方の主面上に素子構造が形成された場合においても、得られた半導体レーザの閾値等のレーザ特性は同様に良好であった。この場合、成長面の成長縞やうねりを除去するための研磨工程が不要となる。なお、Ga N基板の表面に成長した場合に比べて転位密度は若干高くなることが考えられるが、マスク近傍の高転位密度層を十分に除去すれば、閾値等のレーザ特性が良好な半導体レーザを作製することができ

る。

【0202】以上、半導体レーザのDH構造が平坦である場合について説明した。しかし、DH構造を有する半導体レーザの製造方法には、水平横モードの制御を行うために、DH構造の形成のためのエピタキシャル成長前に基板表面を加工して予め電流注入領域となる部分に溝を彫り込む等の技術がある。このような技術においても本発明のGa N基板等のIII族元素窒化物半導体ウェーハは問題なく適用可能である。

【0203】本発明のIII族元素窒化物半導体ウェーハは、電界効果トランジスタ等の電子輸送デバイスに適用しても、電子の移動度が改善されたり、電極等の製造歩留まりや信頼性が向上する等の効果が得られる。この電子の移動度の改善は、A転位がもたらす小傾角粒界での散乱が減ったためと考えられる。また、電極の信頼性の改善は、半導体レーザにもいえるが、転位が減少した結果、電極金属の転位線（特にA転位）に沿っての異常拡散が減少したためと考えられる。このように、本発明のウェーハは、高集積化された各種半導体装置に適用可能であり、III族元素窒化物半導体の応用分野の一つとして期待されている、自動車エンジン等の発熱装置の近くに搭載しても動作可能な高温動作・高性能半導体装置の実現にも大きく寄与するものである。

【0204】

【実施例】次に本発明の実施例について図面を参照して説明する。

【0205】（実施例1）本発明の実施例について図1を参照して説明する。本実施例では、基板として、（0001）面サファイア（ $Al_2O_3$ ）基板1上に膜厚1  $\mu m$ のGa N膜（下地結晶膜）2をあらかじめ形成した

基板を用いた。この下地結晶膜の成長にはMOCVD装置を用いた。まずサファイアを450℃に加熱して、Ga原料のトリメチルガリウム（TMG：（ $CH_3$ ）<sub>3</sub>Ga）とアンモニア（ $NH_3$ ）を供給して、400Åの厚さのGa Nを成長した。その後、温度を1000℃に上昇させてGa Nを成長させた。このGa N膜2表面に $SiO_2$ 膜を形成し、フォトリソグラフィ法とウェットエッチングでストライプ状のマスク4を形成し、成長領域3を分離・形成した。成長領域3及びマスク4は、それぞれ幅5  $\mu m$ 及び2  $\mu m$ のストライプ状とした。ストライプ方向は<11-20>方向とした（図1（a））。

【0206】成長領域3に成長するGa N結晶は、Ga原料にガリウム（Ga）と塩化水素（HCl）の反応生成物である塩化ガリウム（GaCl）とN原料にアンモニア（ $NH_3$ ）ガスを用いるハイドライドVPE法により成長させた。GaClは、金属GaとHClを800℃程度に保った反応管上流部で反応させて得た。基板を成長装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度1000℃に昇温する。成長温度が安定してから、HCl流量を20cc/毎分で供給し、 $NH_3$ 流量1000cc/毎分で5分程度供給することで、成長領域3にGa N結晶の（1-101）面からなるファセットを成長させた（図1（b））。さらに、20分間程度エピタキシャル成長を続け、マスク4を覆うまでファセット6を発達させた（図1（c））。

【0207】エピタキシャル成長を続けることによりファセット構造を埋め込み（図1（d））、最終的には、5時間の成長で200  $\mu m$ 程度の平坦な表面を有するGa N膜を形成させた（図1（e））。Ga N結晶膜5を形成後、アンモニアガスを供給しながら、常温まで冷却し成長装置より取り出した。

【0208】本実施例によって形成されたGa N膜5には、サファイア基板1と格子定数や熱膨張係数が違うにもかかわらずクラックが入っていないことが確認された。しかも、厚膜成長を行ったGa N結晶膜には、欠陥が非常に少なく、転位密度は $10^7 / cm^2$ 程度であった。なお、転位密度は、透過電子顕微鏡を用い、膜表面付近の平面観察によって計測した。

【0209】本実施例で成長したGa N結晶膜は欠陥が非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの高品質なデバイス構造を成長することで、デバイス特性を向上させることが可能となる。

【0210】（実施例2）本実施例について図11を参照して説明する。図11は、本発明のGa N結晶膜上にGa N系半導体レーザを製造する方法を説明するための概略工程断面図である。

【0211】（0001）面のサファイア基板1上に、実施例1と同様にMOCVD法で膜厚1  $\mu m$ のGa N膜2を形成した。このGa N膜2上に $SiO_2$ 膜を形成



し、実施例1と同様にフォトリソグラフィ法とウエットエッチングでストライプ状のマスク4を形成し、成長領域3を分離・形成した。成長領域3及びマスク4は、それぞれ幅 $5\mu\text{m}$ 及び $2\mu\text{m}$ のストライプ状とした。ストライプ方向は $\langle 11-20 \rangle$ 方向から $10^\circ$ 傾けて形成した(図11(a))。

【0212】成長領域3に成長するGa<sub>0.9</sub>N結晶は、上記の実施例1と同様にGa原料にガリウム(Ga)と塩化水素(HCl)の反応生成物である塩化ガリウム(GaCl)とN原料にアンモニア(NH<sub>3</sub>)ガスを用いるハイドライドVPE法を用いた。基板を成長装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度 $1000^\circ\text{C}$ に昇温する。650 $^\circ\text{C}$ の温度から基板をNH<sub>3</sub>ガス雰囲気にする。成長温度が安定してから、HCl流量を40cc/毎分で供給し、NH<sub>3</sub>流量1000cc/毎分、およびシラン(SiH<sub>4</sub>)流量0.01cc/毎分で150分間の成長で、実施例1で説明した図1の(a)から(e)の成長過程を経て、マスク4を埋め込んだ膜厚 $200\mu\text{m}$ のn型Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜65を形成する(図11(b))。n型Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜65を形成後、NH<sub>3</sub>ガス雰囲気中で常温まで冷却し、成長装置より取り出す。Ga<sub>0.9</sub>N結晶膜65は、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上のキャリア濃度であった。

【0213】次に、Ga<sub>0.9</sub>N系半導体レーザ構造の作製には、有機金属化学気相成長法(MOVPE)を用いて作製した。

【0214】Ga<sub>0.9</sub>N膜65を形成後、MOCVD装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度 $1050^\circ\text{C}$ に昇温する。650 $^\circ\text{C}$ の温度からNH<sub>3</sub>ガス雰囲気にする。Siを添加した $1\mu\text{m}$ の厚さのn型Ga<sub>0.9</sub>N層66、Siを添加した $0.4\mu\text{m}$ の厚さのn型Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>Nクラッド層67、Siを添加した $0.1\mu\text{m}$ の厚さのn型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層68、 $2.5\text{nm}$ の厚さのアンダーインジウム(Ga<sub>0.9</sub>N)量子井戸層と $5\text{nm}$ の厚さのアンダーインジウム(Ga<sub>0.9</sub>N)障壁層からなる10周期の多重量子井戸構造活性層69、マグネシウム(Mg)を添加した $20\text{nm}$ の厚さのp型Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N層70、Mgを添加した $0.1\mu\text{m}$ の厚さのp型Ga<sub>0.9</sub>N光ガイド層71、Mgを添加した $0.4\mu\text{m}$ の厚さのp型Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>Nクラッド層72、Mgを添加した $0.5\mu\text{m}$ の厚さのp型Ga<sub>0.9</sub>Nコンタクト層73を順次形成しレーザ構造を作製した。p型のGa<sub>0.9</sub>Nコンタクト層73を形成した後、HN<sub>3</sub>ガス雰囲気中で常温まで冷却し、成長装置から取り出した(図11(c))。 $2.5\text{nm}$ の厚さのアンダーインジウム(Ga<sub>0.9</sub>N)量子井戸層と $5\text{nm}$ の厚さのアンダーインジウム(Ga<sub>0.9</sub>N)障壁層からなる多重量子井戸構造活性層69は、 $780^\circ\text{C}$ の温度で形成した。

【0215】次に、レーザ構造が形成されたサファイ

ア基板を研磨器にセットし、サファイア基板1、Ga<sub>0.9</sub>N膜2、SiO<sub>2</sub>マスク4、及びGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65の $50\mu\text{m}$ を研磨してGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65を露出させた。

【0216】露出したGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65面には、チタン(Ti)-アルミ(Al)のn型電極74を形成し、p型のGa<sub>0.9</sub>N層73上にはニッケル(Ni)-金(Au)のp型電極75を形成した(図11(d))。

【0217】なお、本実施例では、サファイア基板1、Ga<sub>0.9</sub>N下地結晶膜2、SiO<sub>2</sub>マスク4及びGa<sub>0.9</sub>N結晶膜65の一部を研磨により除去してn型の電極を形成したが、研磨を行わずにドライエッチングによりn型Ga<sub>0.9</sub>N層66または65まで除去してn型電極を形成し、共振器ミラー面を形成してもよい。

【0218】(実施例3)本発明の実施例について図1を参照して説明する。本実施例では、基板として、(0001)面サファイア(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)基板1上に膜厚 $1\mu\text{m}$ のGa<sub>0.9</sub>N膜2(下地結晶膜)をあらかじめ形成した基板を用いた。この下地結晶膜の成長にはMOCVD装置を用いた。まずサファイアを $450^\circ\text{C}$ に加熱して、Ga原料のトリメチルガリウム(TM<sub>3</sub>G: (CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>Ga)とアンモニア(NH<sub>3</sub>)を供給して、 $400\text{A}$ の厚さのGa<sub>0.9</sub>Nを成長した。その後、温度を $1000^\circ\text{C}$ に上昇させてGa<sub>0.9</sub>Nを成長させた。

【0219】このGa<sub>0.9</sub>N膜2表面にSiO<sub>2</sub>膜を形成し、次のようにしてフォトリソグラフィとウエットエッチングでストライプ状のマスク4を形成した。まず、Ga<sub>0.9</sub>N膜2表面に形成したSiO<sub>2</sub>膜上にフォトレジスト(感光性樹脂)を付与してレジスト薄膜を形成する。次に、このレジスト薄膜に、ストライプ状のパターンを有する露光用マスクを介して紫外線を照射する。続いて溶剤を用いて現像を行いレジストパターンを形成する。そして、このレジストパターンをエッチング用マスクとして、下層のSiO<sub>2</sub>膜をウエットエッチング或いはドライエッチングにより選択エッチングする。この選択エッチングの後、不要になったレジストパターンを剥離液あるいはアッシングにより除去する。

【0220】このような方法によって、サファイア基板上に成長領域3を分離・形成した。成長領域3及びマスク4は、それぞれ幅 $5\mu\text{m}$ 及び $2\mu\text{m}$ のストライプ状とした。ストライプ方向は $\langle 11-20 \rangle$ 方向とした(図1(a))。

【0221】上記のようにして調製されたマスク付きサファイア基板を結晶成長装置の反応管にセットする直前に、次のような工程でストライプ状マスクのSiO<sub>2</sub>表面を清浄化した。

【0222】まず、エチルメチルケトン或いはエタノール等の有機溶剤中に浸して超音波洗浄を10分以上行い、続いて超純水で10分以上洗浄した。次に、 $80 \sim 100^\circ\text{C}$ に加熱した硝酸溶液中に30分以上浸し、続いて超純水で10分以上洗浄した。その後、バッフ

ァード・フッ酸（フッ化アンモニウム＋フッ酸混合緩衝溶液）に20秒～25秒間浸してSiO<sub>2</sub>マスク表面を1000Å程度エッチングした。続いて超純水で10分程度洗浄し、窒素気流中で乾燥を行った。その後、この基板を結晶成長装置の反応管にセットした。

【0223】成長領域3に成長するGaN結晶は、Ga原料にガリウム（Ga）と塩化水素（HCl）の反応生成物である塩化ガリウム（GaCl）とN原料にアンモニア（NH<sub>3</sub>）ガスを用いるハイドライドVPE法により成長させた。基板を成長装置にセットし、水素雰囲気

で成長温度1000℃に昇温する。成長温度が安定してから、HCl流量を20cc/毎分で供給し、NH<sub>3</sub>流量1000cc/毎分で5分程度供給することで、成長領域3にGaN結晶の{1-101}面からなるファセットを成長させた（図1（b））。さらに、20分間程度エピタキシャル成長を続け、マスク4を覆うまでファセット6を発達させた（図1（c））。

【0224】エピタキシャル成長を続けることによりファセット構造を埋め込み（図1（d））、最終的には、5時間の成長で200μm程度の平坦な表面を有するGaN膜を形成させた（図1（e））。GaN結晶膜5を形成後、アンモニアガスを供給しながら、常温まで冷却し成長装置より取り出した。

【0225】本実施例によって形成されたGaN膜5には、サファイア基板1と格子定数や熱膨張係数が違うにもかかわらずクラックが入っていないことが確認された。

【0226】また、この結晶の表面付近の層領域の転位をTEM解析したところ、c面に対して平行な変位ベクトルを持つ転位（A転位）の密度が大幅に減って、A転移の割合がその層領域においては全転位数に対して20%程度であり、c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位（B転位）の割合が80%程度となっていた。さらに、その層領域の全転位密度も1×10<sup>8</sup>/cm<sup>2</sup>程度にまで減少していた。なお、転位密度は、透過電子顕微鏡を用い、膜表面付近の平面観察によって計測した。

【0227】本実施例で成長したGaN結晶膜は欠陥が非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの高品質なデバイス構造を成長することで、デバイス特性を向上させることが可能となる。

【0228】なお、実施例においては本発明によるウェーハ上に結晶成長を行ってデバイスを作製したが、ウェーハそのものを素子の動作領域としたデバイスに対しても用いることができることはいうまでもない。

【0229】

【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、GaN結晶等のIII族元素窒化物半導体と異種基板との熱膨張係数差や格子定数差によるエピタキシャル層でのクラックの発生が抑えられ、また、転位密度が低減さ

れ、転位による欠陥の発生が抑制され、高品質のGaN結晶膜等のIII族元素窒化物半導体ウェーハを提供することができる。また、本発明のGaN結晶膜等のIII族元素窒化物半導体ウェーハを用いれば、この上に高品質の半導体素子、例えばレーザ構造やトランジスタ構造を作製することができ、その特性が飛躍的に向上する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明のGaN結晶膜の形成方法を説明するための概略工程断面図である。

【図2】GaN結晶中の転位の基本構造の説明図である。

【図3】転位の周囲の格子面の状態を説明するための模式図である。

【図4】本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明するための模式図である。

【図5】本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥構造を表す膜断面のTEM写真（図面代用写真）である。

【図6】本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥構造を表す膜断面のTEM写真（図面代用写真）である。

【図7】本発明のGaN結晶膜の欠陥構造を説明するための図（図面代用写真）である。

【図8】本発明のGaN結晶膜の欠陥構造を説明するための模式的断面図である。

【図9】GaN結晶膜表面に突き出た転位の密度（エッチビット密度）を、ストライプ方向に垂直方向の距離に対してプロットした図である。

【図10】GaN結晶膜表面で検出された全エッチビット密度を膜厚に対してプロットした図である。

【図11】本発明のGaN結晶膜上にGaN系半導体レーザ構造を形成する方法の概略工程断面図である。

【図12】本発明の結晶成長におけるマスク近傍の転位の形態を説明するための模式図である。図12（a）は部分断面図、図12（b）は部分平面図である。

【図13】本発明の結晶成長におけるマスク表面、ファセット表面、結晶/マスク界面に働く表面（界面）張力の状態を説明するためのマスク近傍の模式的断面図である。

【図14】ウェーハの反りの状態を説明するための模式的断面図である。

【図15】ファブリペロ共振器断面から見たレーザ構造の概略断面図である。

【図16】ダブルヘテロ構造を有する半導体レーザの構造断面図である。

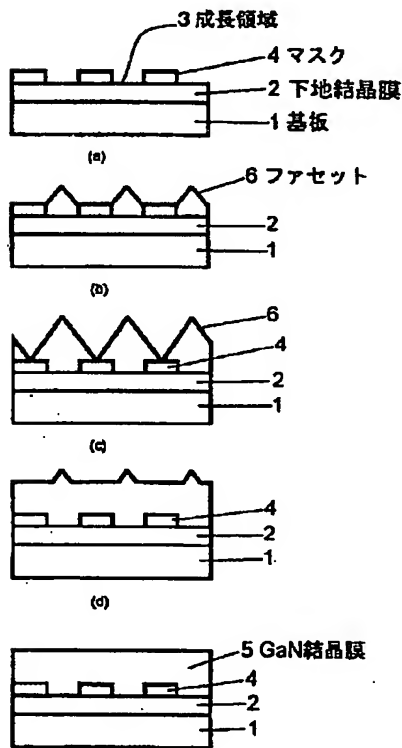
【図17】本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明するための模式図である。

【符号の説明】

- 1 基板
- 2 下地結晶膜
- 3 成長領域

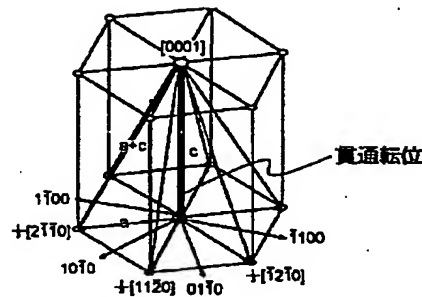
- 4 マスク
- 5 GaN結晶膜
- 6 ファセット
- 65 n型GaN膜
- 66 n型GaN層
- 67 n型Al<sub>0.15</sub>Ga<sub>0.85</sub>Nクラッド層
- 68 n型GaN光ガイド層
- 69 多重量子井戸構造活性層
- 70 p型Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N層
- 71 p型GaN光ガイド層
- 72 p型Al<sub>0.15</sub>Ga<sub>0.85</sub>Nクラッド層
- 73 p型GaNコンタクト層
- 74 n型電極
- 75 p型電極
- 101 サファイア基板
- 102 電極

【図1】

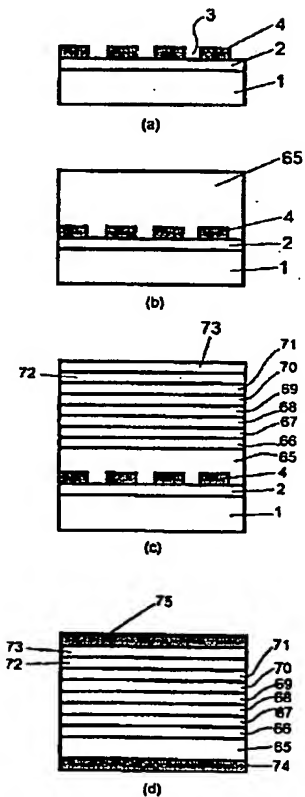


- \* 103 電極
- 104 酸化珪素膜
- 105 レーザ光出射領域
- 106 電極形成層
- 201 GaN基板
- 202 n型クラッド層
- 203 n型GaN光ガイド層
- 204 多重量子井戸構造活性層
- 205 p型解離防止層
- 10 206 p型光ガイド層
- 207 p型クラッド層
- 208 p型コンタクト層
- 209 酸化珪素膜
- 210 p型電極
- 211 n型電極
- \* 212 レーザ光出射領域

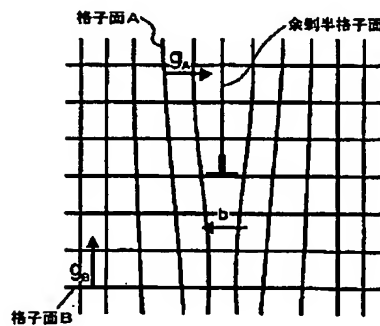
【図2】



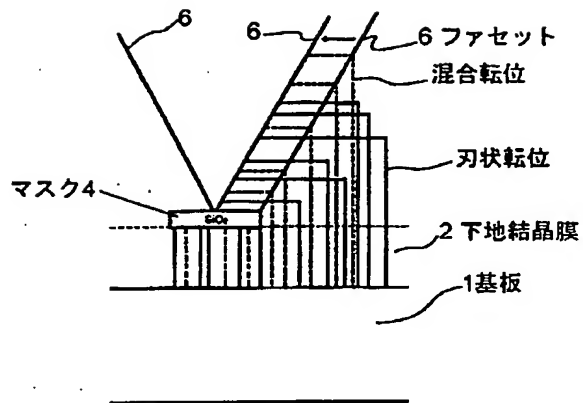
【図11】



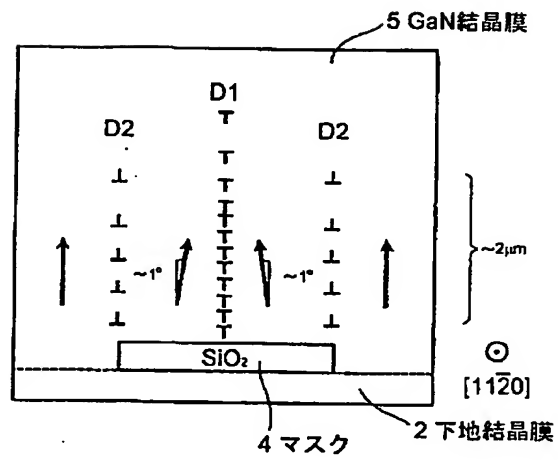
【図3】



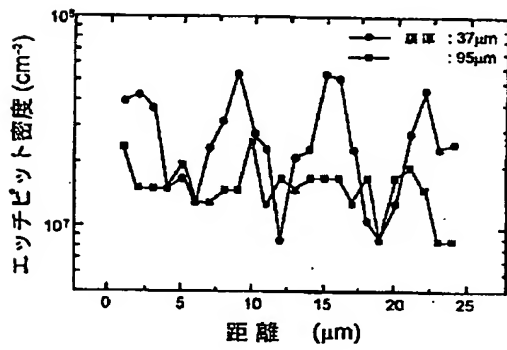
【図4】



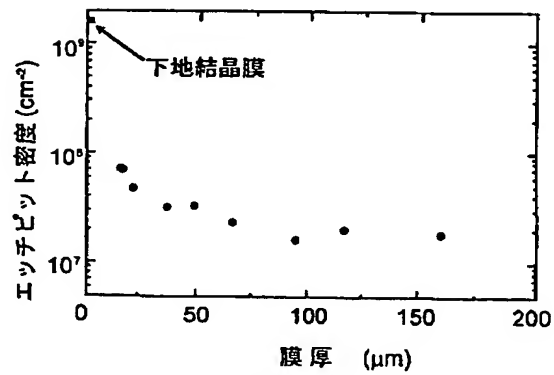
【図8】



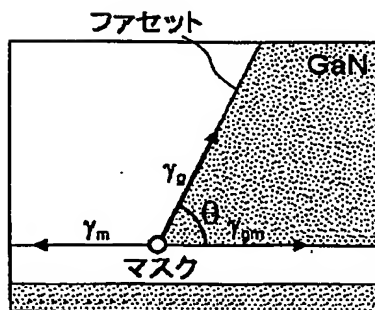
【図9】



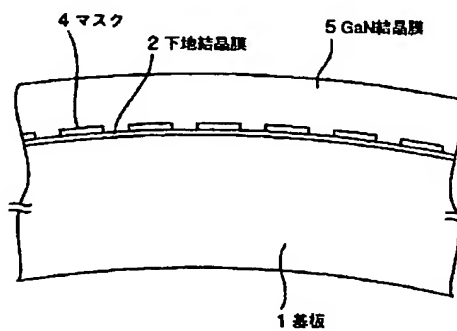
【図10】



【図13】

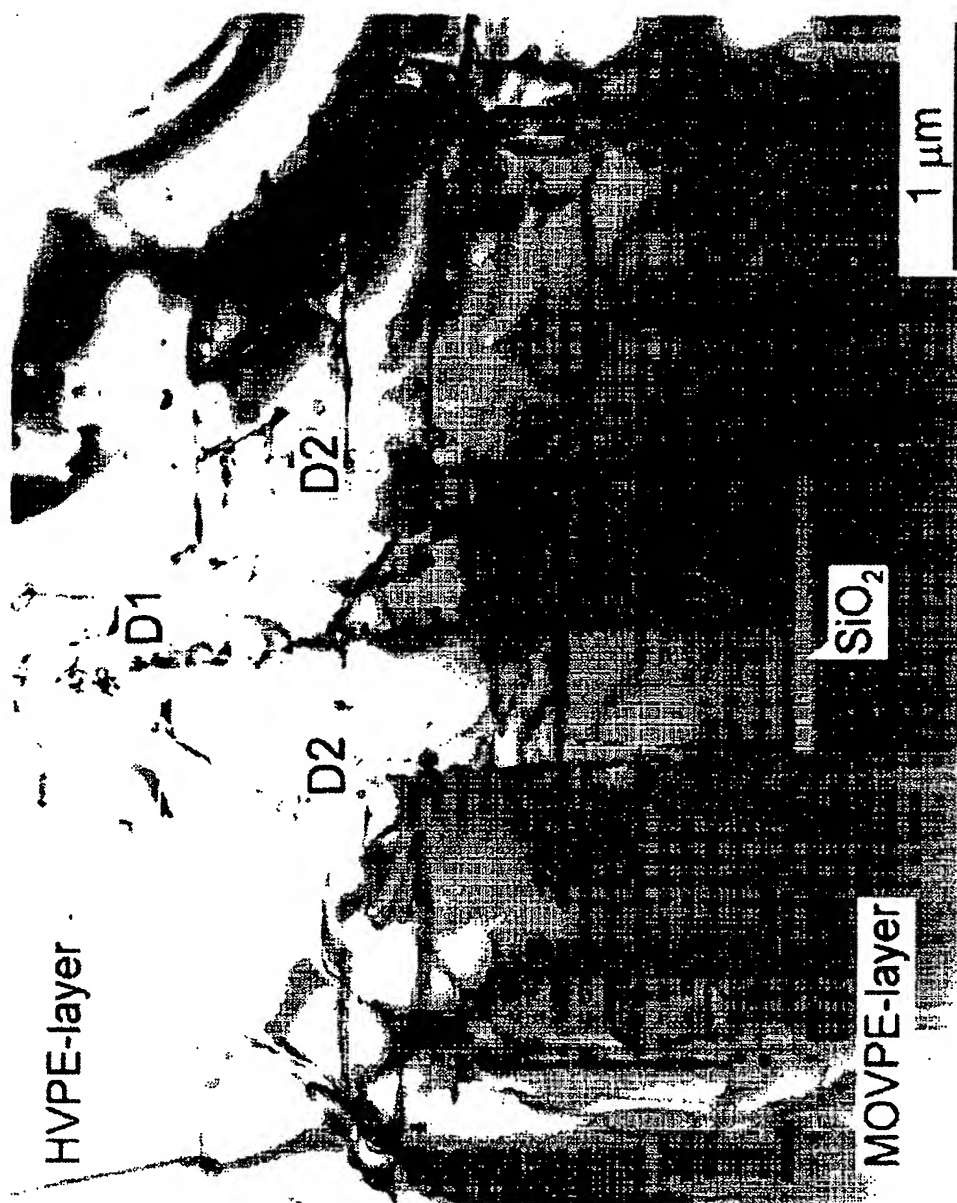


【図14】



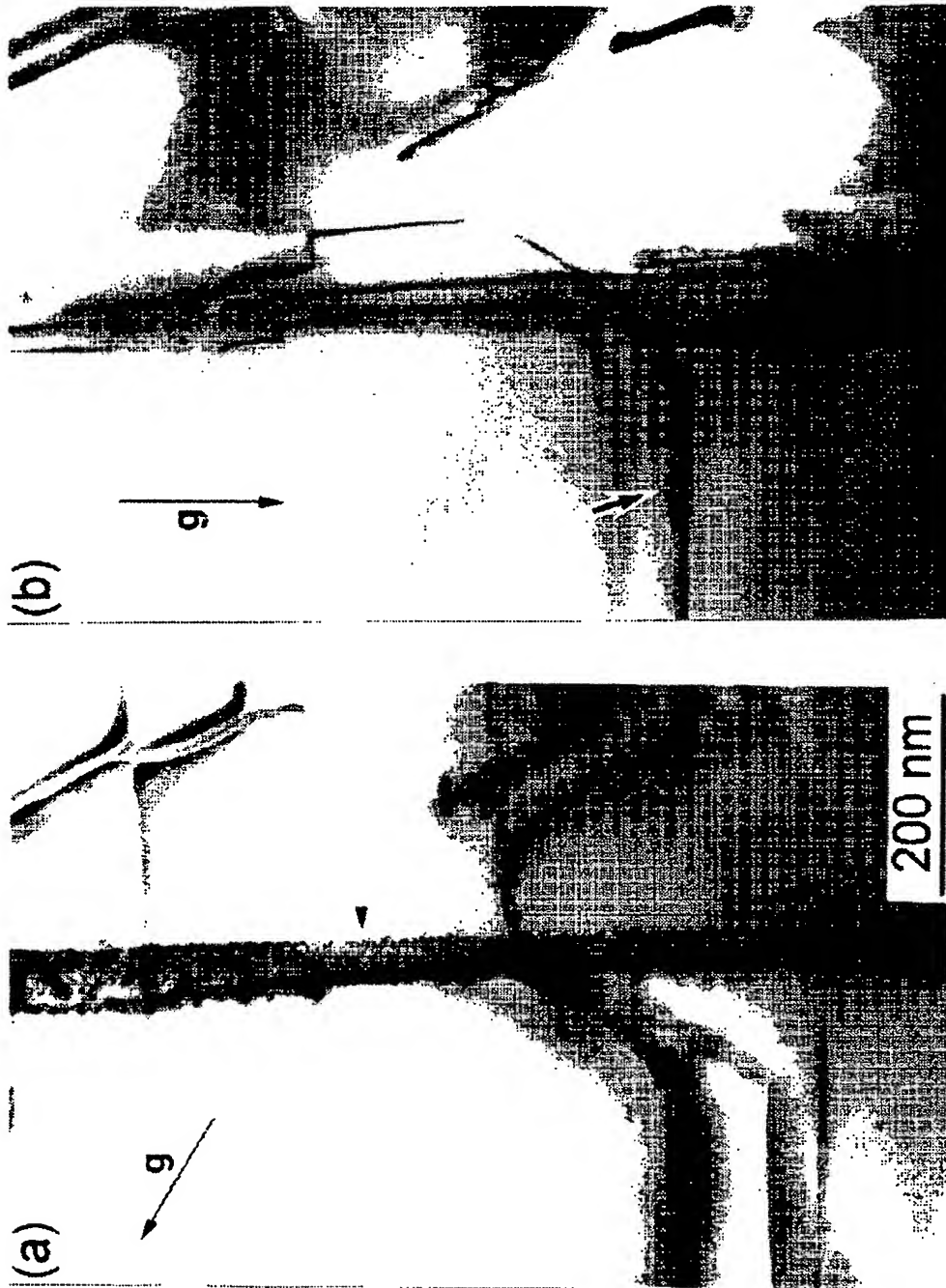
【図5】

図面代用写真



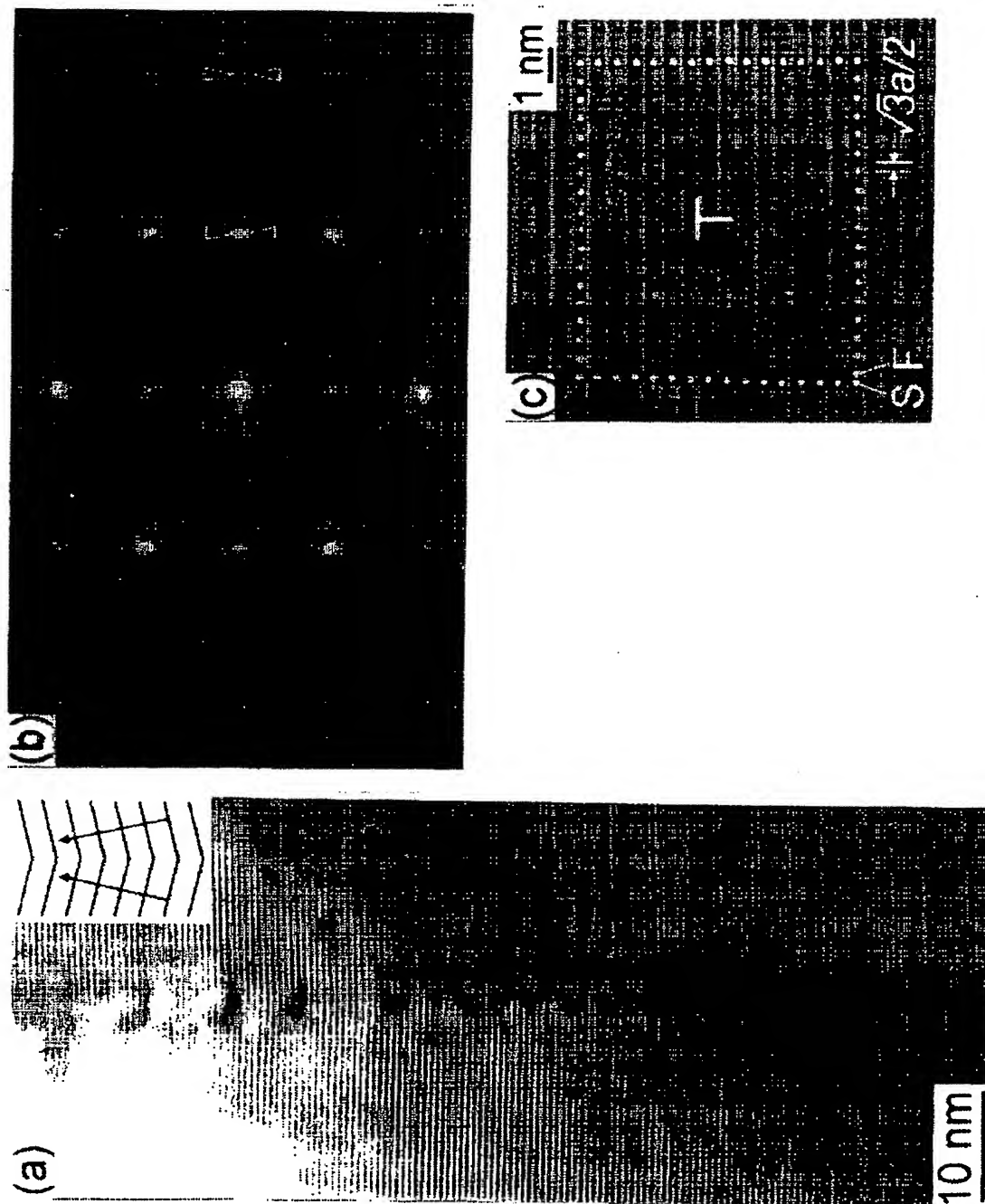
【図6】

図面代用写真



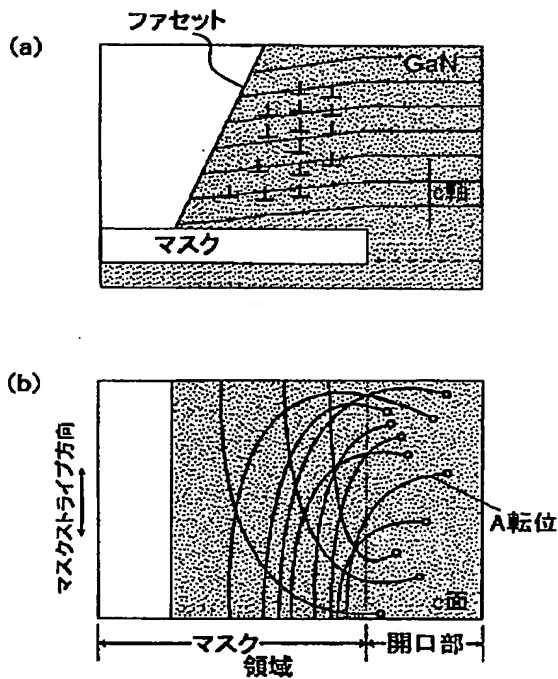
【図7】

図面代用写真

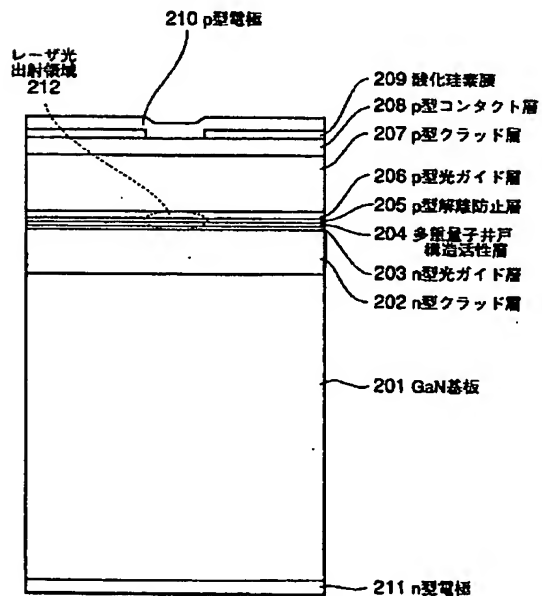




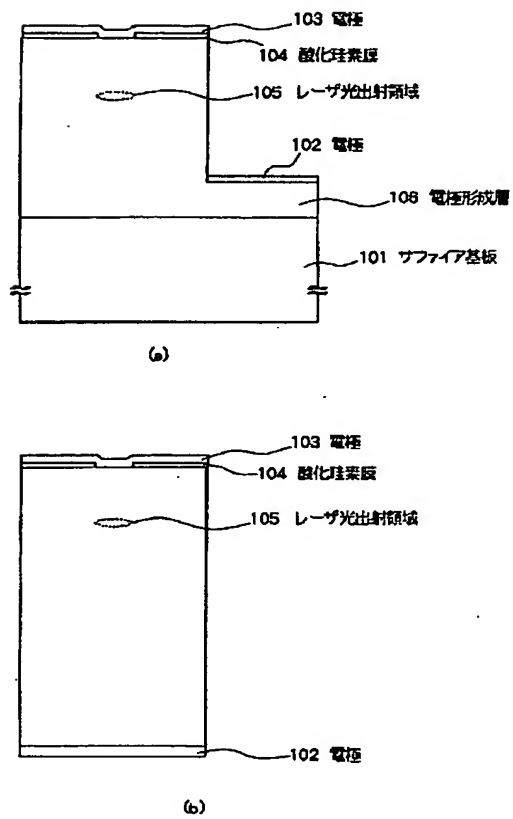
【図12】



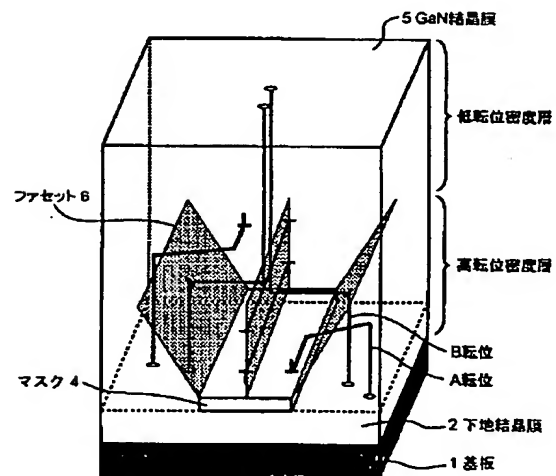
【図16】



【図15】



【図17】



フロントページの続き

(72)発明者 酒井 朗  
東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株  
式会社内

(72)発明者 砂川 晴夫  
東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株  
式会社内

(72)発明者 水田 正志  
東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株  
式会社内

F ターム(参考) 5F041 AA40 CA05 CA23 CA34 CA40  
CA46 CA64 CA65 CA74  
5F045 AA04 AB14 AB17 AC08 AC12  
AD13 AD14 AF09 AF13 BB13  
BB16 CA09 CA12 DA53 DA55  
DA67 DB02 HA04